

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



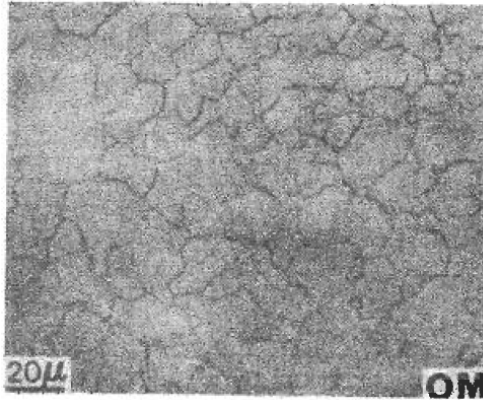
فصل اول

فازها و ساختارهای بلوری

فولادها گروهی از آلیاژهای آهن - کربن و عناصر دیگرند که بیشترین کاربرد را در صنعت و فن آوری دارند. یکی از دلایل اصلی کاربرد وسیع فولادها عبارت است از خواص کاملاً متنوعی که می توان به کمک روشهای مختلف عملیات حرارتی در آنها به وجود آورد.

اثر درصد کربن و عملیات حرارتی مختلف بر روی میکروساختار، استحکام تسلیم و انعطاف پذیری فولادهای کربنی ساده

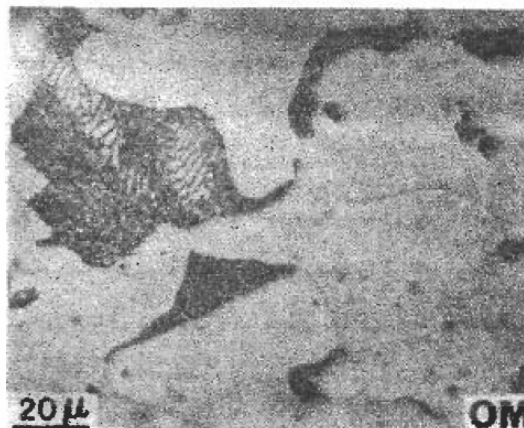
در
شکل ۱-۱



الف - آهن خالص ، فریت
 استحکام تسلیم MPa: ۱۰۳ (۱۵۰۰۰ پوند بر اینچ مربع) انعطاف پذیری ۶۲ درصد

فصل اول

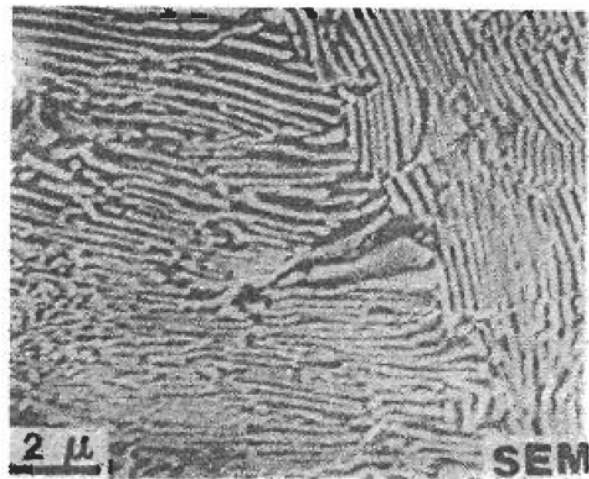
3



ب - فولاد با ۰/۲ درصد کربن آهسته سرد شده، فریت و کمی پرفیت
 استحکام تسلیم MPa: ۲۲۰ (۳۳۰۰۰ پوند بر اینچ مربع) انعطاف پذیری، ۳۵ درصد

فصل اول

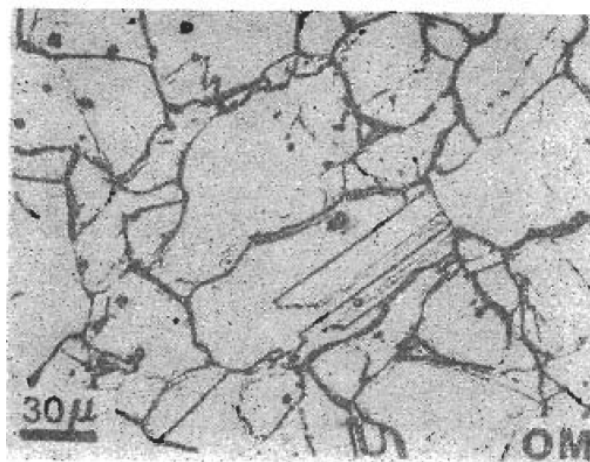
4



ج - فولاد با ۰/۸ درصد کربن آهسته سرشده، پرلیت
 استحکام تسلیم ۴۴۸ MPa (۶۵۰۰۰ پوند بر اینچ مربع) انعطاف پذیری ۱۴ درصد

فصل اول

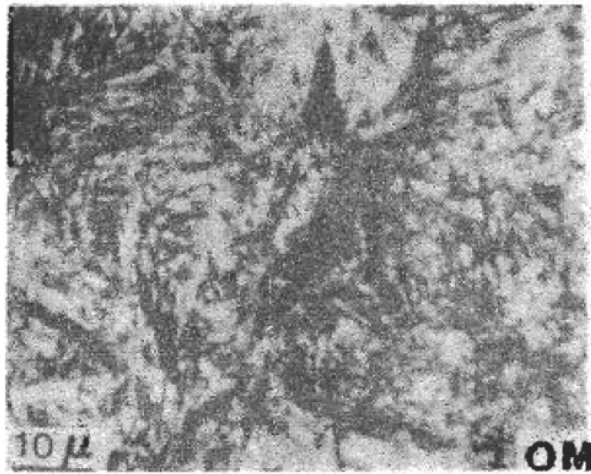
5



د - فولاد با ۰/۸ درصد کربن، دانه‌های آستنیت
 بالاتر از ۷۲۳ درجه سانتیگراد

فصل اول

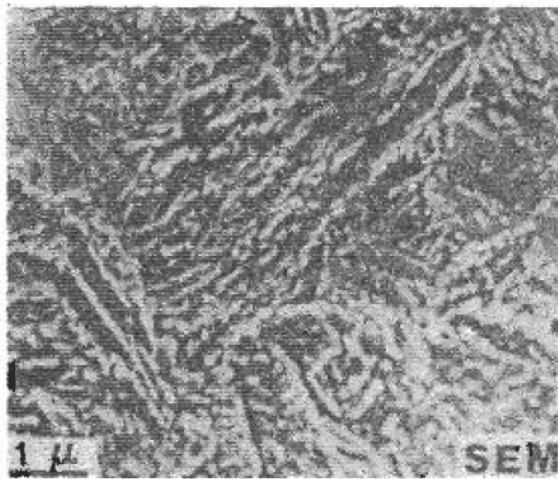
6



۵- فولاد با ۰/۸ درصد کربن، سرده شده در آب، مارتنزیت
 استحکام تسلیم ۲۰۷۰ MPa (۳۰۰۰۰۰ پوند بر اینچ مربع) انعطاف پذیری در حدود ۱ درصد

فصل اول

7



و- فولاد با ۰/۸ درصد کربن، سرد شده در آب و سپس حرارت داده شده در ۵۰۰ درجه سانتیگراد
 به مدت یک ساعت، مارتنزیت باز پخت شده
 استحکام تسلیم ۹۶۶ MPa (۱۴۰۰۰۰ پوند بر اینچ مربع) انعطاف پذیری ۷ درصد

فصل اول

8

نکته قابل تاکید این است

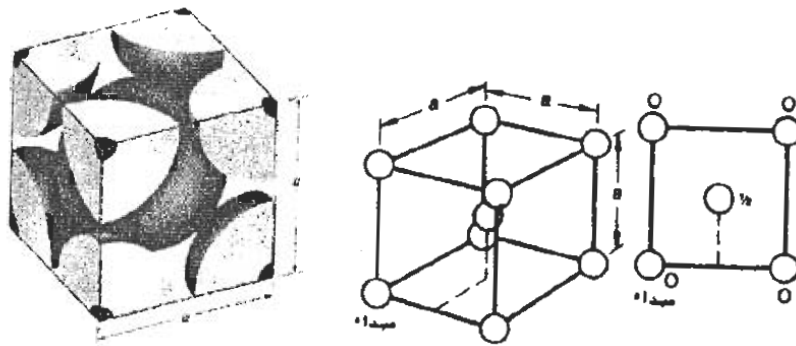
که، کاربرد وسیع فولادها ناشی از خواص کاملاً متنوع آنهاست که به کمک تغییر درصد کربن و / یا تغییر درصد عناصر آلیاژی و / یا تغییر نوع عملیات حرارتی امکانپذیر است. گستره وسیع خواص متنوع فولادها ناشی از نوع، مقدار، اندازه و توزیع فازهای مختلف (به عنوان مثال سمیتیت یا کاربید آهن (Fe₃C)) است.

ساختارهای بلوری و خواص آهن خالص

آهن عنصری چندشکلی^۱ است. بدین معنی که در فشار یک اتمسفر با افزایش دما، شبکه بلوری آن تغییر می‌کند.

الف : آهن آلفا

آهن آلفا یا آهن فریتی جزء سیستم مکعبی بوده و شبکه بلوری آن مکعب مرکزدار (bcc)^۲ است در هر واحد شبکه، دو اتم وجود دارد که عبارت‌اند از اتم مرکزی با مختصات $(\frac{a}{2}, \frac{a}{2}, \frac{a}{2})$ و اتمهای موجود در رئوس، با مختصات $(0, 0, 0)$. اتم اخیر که در نقطه شروع واحد شبکه است. پارامتر شبکه آهن آلفا در دمای اتاق ۲/۸۶ نانگستریم (۰/۲۸۶ nm) است.



شکل ۱-۳ شبکه بلوری و آرایش اتمهای مکعب مرکزدار (bcc)

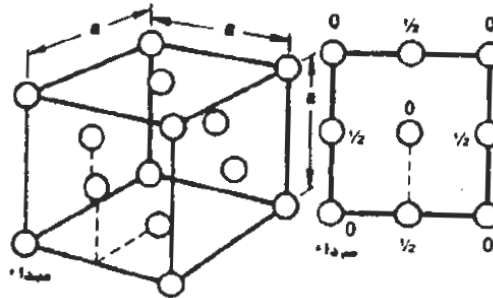
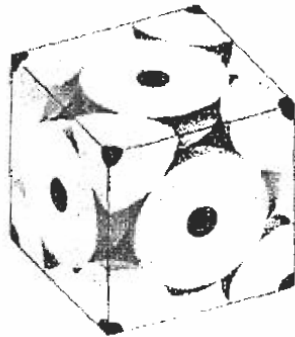
اتم مرکزی دارای ۸ اتم همسایه با نزدیکترین فاصله از آن است.

ب : آهن گاما

دارای شبکه بلوری مکعب با سطوح مرکزدار (fcc)

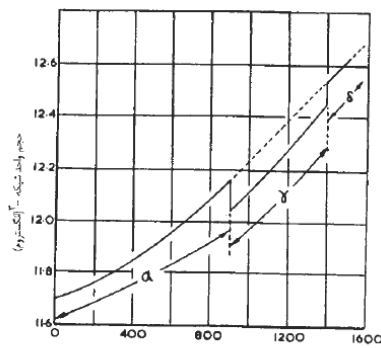
جمعاً ۴ اتم در واحد شبکه آهن گاما وجود دارد که دارای مختصات زیراند، $(0, 0, 0)$ و

$(\frac{a}{4}, \frac{a}{4}, \frac{a}{4})$ و $(\frac{a}{4}, \frac{a}{4}, 0)$ و $(\frac{a}{4}, 0, \frac{a}{4})$ ، و این معادل با یک اتم در هر گوشه و یک اتم در مرکز هر صفحه جانبی است. هر اتم بر روی صفحه جانبی، بین دو واحد شبکه و هر اتم در گوشه‌ها، بین ۸ واحد شبکه مشترک است. بنابراین از ۶ اتم موجود در صفحات جانبی فقط ۳ اتم و از ۸ اتم موجود در گوشه‌ها، فقط یک اتم به هر واحد شبکه تعلق دارد که جمعاً ۴ اتم در هر واحد شبکه وجود خواهد داشت.



شکل ۴-۱ شبکه بلوری و آرایش اتمهای مکعب با سطوح مرکزدار (fcc)

پارامتر شبکه آهن گاما برابر با $356/3$ آنگسترم (0.356 nm) بوده و بنابراین بزرگتر از پارامتر شبکه آهن آلفا است. لیکن، ساختار بلوری با چگالی زیاد و وجود ۴ اتم در واحد شبکه آهن گاما باعث شده است که چگالی آن از چگالی آهن آلفا بیشتر شود. به بیان دیگر فضای خالی بین اتمها در شبکه بلوری آهن آلفا نسبت به آهن گاما بیشتر است. در حقیقت، تفاوت بین ضریب تراکم دو شبکه آلفا و گاما باعث می شود که تبدیل آهن گاما به آهن آلفا همراه با افزایش حجم باشد.



شکل ۵-۱ اثر دما بر روی حجم واحد شبکه بلوری آهن خالص [۳]

ج : آهن دلتا

آخرین فازی که ممکن است در آهن خالص وجود داشته باشد، آهن دلتا با شبکه bcc بوده و از نظر بلورشناسی مشابه آهن آلفا است.
آهن دلتا فقط در دماهای نزدیک نقطه ذوب آهن تشکیل می شود

اثر کربن

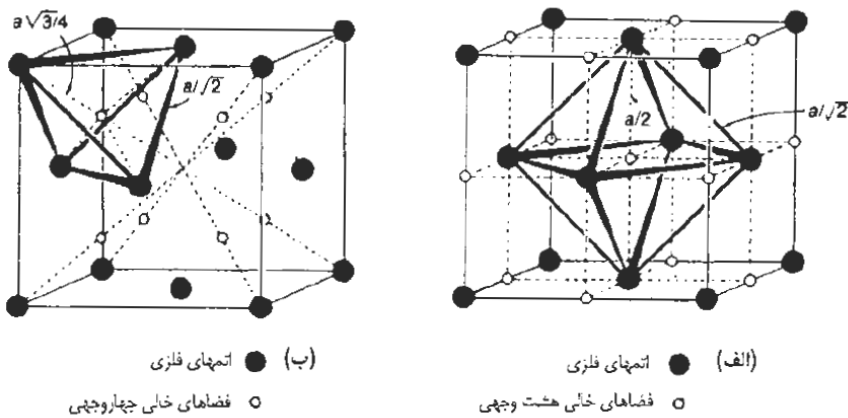
اضافه کردن کربن به آهن اثرات بسیار مهمی بر روی فازهای یاد شده و همچنین دماهای تعادلی آنها دارد. از جمله مشخصه های بارز نمودار تعادلی آهن - کربن، عبارت از تفاوت توانایی آهنهای bcc و fcc در انحلال کربن است. کربن در فضای خالی بین اتمهای آهن در شبکه های بلوری bcc و fcc (به صورت بین نشینی) جای گرفته و به ترتیب محلولهای جامد بین نشینی فریت و آستنیت را به وجود می آورد.

الف : آستنیت

آستنیت عبارت از محلول جامد بین نشینی کربن در آهن با شبکه بلوری مکعبی با وجوه مرکزدار (fcc) است. کربن با وارد شدن در شبکه بلوری آهن آستنیتی، ناحیه تشکیل و پایداری آستنیت را در فولادها گسترش می دهد.

حداکثر حلالیت کربن در آستنیت، در 1148 درجه سانتیگراد است که به $2/11$ درصد می رسد.

در شبکه بلوری fcc دو نوع فضای خالی بین نشینی وجود دارد که می توانند محل های مناسبی برای قرار گرفتن اتم های کربن باشند.



شکل ۱-۶ فضاهای خالی بین نشینی هشت وجهی (الف) و چهار وجهی (ب) در شبکه fcc

اتم کربن اگر در یک فضای هشت وجهی قرار گیرد، دارای ۶ اتم آهن در مجاور خود و اگر در یک فضای چهار وجهی قرار گیرد، دارای ۴ اتم آهن در مجاور خود خواهد بود.

اندازه‌های این دو نوع فضای خالی، به طور قابل ملاحظه‌ای با یکدیگر متفاوت است. در آستنیت، با فرض اینکه اتمهای آهن کروی بوده و در تماس با یکدیگر باشند یک فضای هشت

وجهی قادر است اتمی به شعاع 0.52 انگسترم (0.52 nm) را در خود جای دهد. در حالی که یک فضای چهاروجهی می‌تواند اتمی به شعاع 0.28 انگسترم (0.28 nm) را در خود بپذیرد.

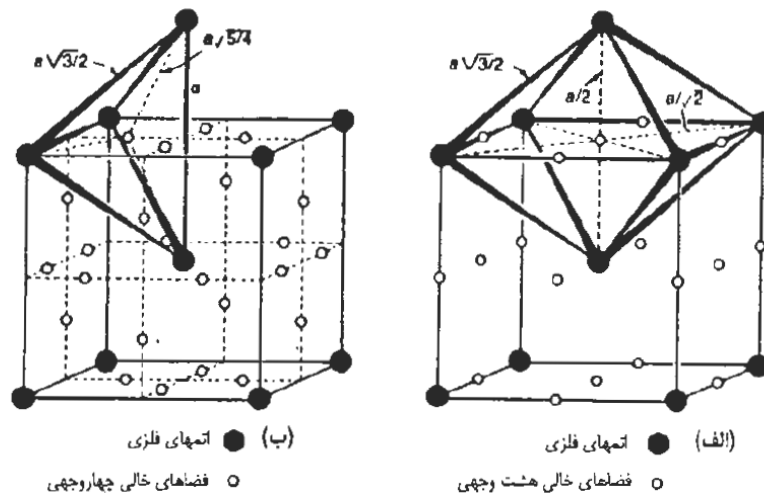
با توجه به اینکه شعاع اتمی کربن برابر با 0.7 انگسترم (0.7 nm) است، فضاهای هشت وجهی راحت‌تر از فضاهای چهاروجهی می‌توانند اتمهای کربن را در خود جای دهند. البته لازم به تذکر است که حتی برای نشست اتمهای کربن در فضاهای هشت وجهی نیز نیاز به انبساط شبکه‌ای است.

ب : فریت

محللول جامد بین‌نشینی کربن در آهن با شبکه بلوری مکعب مرکزدار (bcc)، به فریت موسوم است. حلالیت کربن در آهن فریتی (bcc) به مراتب کمتر از حلالیت آن در آهن آستنیتی (fcc) است. به طوری که حد حلالیت کربن در فریت حداکثر 0.02 درصد در 727 درجه سانتیگراد است که با کاهش دما به طور پیوسته کاهش یافته و در دمای اتاق به مقدار ناچیزی خواهد رسید.

مشابه با آهن با شبکه fcc، در آهن با شبکه bcc نیز دو نوع فضای بین‌نشینی، یکی هشت‌وجهی و دیگری چهاروجهی وجود دارد که ممکن است اتمهای کربن را در خود جای

دهند



شکل ۸-۱ فضاهای خالی بین‌نشینی هشت‌وجهی (الف) و چهاروجهی (ب) در شبکه bcc [۱].

از آنجایی که فضاهای بین‌نشینی در فریت بسیار کوچکتر از آستنیت‌اند، حد
 حلالیت کربن در فریت بسیار کمتر از آستنیت است.

در فریت یک فضای هشت وجهی می‌تواند

اتمی به شعاع 0.19 انگسترم (0.19 nm) و یک فضای چهاروجهی می‌تواند اتمی به شعاع
 0.35 انگسترم (0.35 nm) را در خود جای دهد. لازم به اشاره است که فضاهای هشت وجهی
 در فریت متقارن نیستند (شکل ۸-۱) و بنابراین هنگامی که یک اتم کربن در فضاهای یاد شده

قرار گیرد، فقط اتمهای با فاصله $\frac{a}{4}$ را شدیداً جابه‌جا می‌کند و نه اتمها با فاصله $\frac{a}{\sqrt{2}}$ را

مشخص

شده است که در فریت اتمهای کربن ترجیح می دهند که در فضاهای هشت وجهی قرار گیرند و بنابراین انبساط زیادی در شبکه، در جهت محورهای $\langle 100 \rangle$ به وجود می آورند.

از آنجایی که

در فریت تعداد محدودی از اتمهای کربن می توانند در شبکه باقی بمانند (حل شوند)، شبکه بلوری اساساً به صورت مکعبی شکل باقی خواهد ماند.

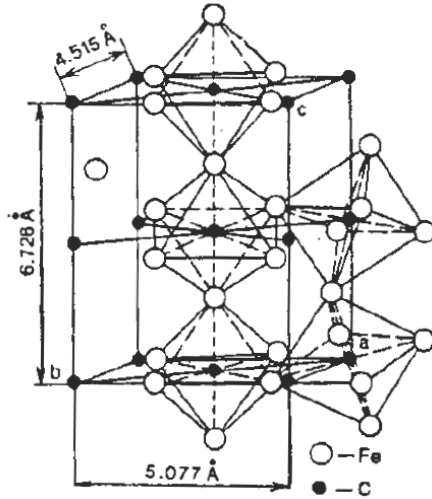
اگر اتمهای بسیار زیادی از کربن که در آستنیت موجودند، در اثر سریع سرد کردن در فضاهای هشت وجهی محبوس شوند در اثر انبساط و اعوجاج شدیدی که در جهت محورهای $\langle 100 \rangle$ به وجود می آید شبکه بلوری مکعبی فریت به صورت مکعب مستطیل^۱ در می آید.

به طور کلی

برخی از عناصر نظیر کرم، سیلیسیم، تنگستن، مولیبدن و تیتانیم موجب پایداری فریت و برخی دیگر نظیر نیکل و منگنز باعث پایداری آستنیت می شوند. از همین خاصیت استفاده شده و فولادهای فریتی و فولادهای آستنیتی تهیه می شود. فولادهای گروه اول حاوی مقدار $11/5$ تا 27 درصد کرم بوده که گاهی مقداری منگنز، سیلیسیم و یا نیکل، آلومینیم، مولیبدن و یا تیتانیم نیز بدان اضافه می شود. آلیاژهای گروه دوم شامل 16 تا 25 درصد کرم بوده که مقداری نیز نیکل، منگنز و یا نیتروژن جهت پایدار شدن آستنیت در دمای اتاق به آنها اضافه می شود. شبکه بلوری فولادهای فریتی، مکعبی مرکزدار است، در حالی که شبکه بلوری فولادهای آستنیتی در دمای اتاق، مکعبی با سطح مرکزدار است.

کاربید آهن (سمنتیت)

این فاز ترکیبی با نسبت ثابت و مشخص یک اتم کربن و سه اتم آهن است که دارای ۶/۶۷ درصد کربن بوده و به صورت Fe_3C نشان داده می‌شود. ساختار بلوری سمنتیت بسیار پیچیده است



شکل ۹-۱ شبکه بلوری سمنتیت

فصل اول

25

هم چنانکه از این شکل مشخص است، سمنتیت دارای دارای شبکه بلوری مکعب مستطیل است.

واحد شبکه سمنتیت دارای ۱۲ اتم آهن و ۴ اتم کربن است.

دمای ذوب سمنتیت در حدود ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد است و برخلاف آهن تغییرات آلوتروپیک^۱ ندارد ولی در دماهای پایین، به مقدار بسیار کم دارای خاصیت آهنربایی بوده اما در اثر حرارت دادن تا ۲۱۷ درجه سانتیگراد خاصیت آهنربایی خود را از دست می‌دهد. سختی سمنتیت، بسیار بالا (بیشتر از ۸۰۰ برینل که به سادگی شیشه را خراش می‌اندازد) و انعطاف پذیری آن فوق العاده کم (عملاً صفر) است. بدیهی است که خواص یاد شده ناشی از ساختار پیچیده شبکه بلوری سمنتیت است.

سمنتیت، ترکیبی ناپایدار است و تحت شرایط خاص تجزیه شده و کربن آزاد (گرافیت) تولید می‌کند. واکنش یاد شده مخصوصاً در رابطه با آلیاژهای پرکربن (چدن‌ها) از اهمیت فوق العاده زیادی برخوردار است.

فصل اول

26

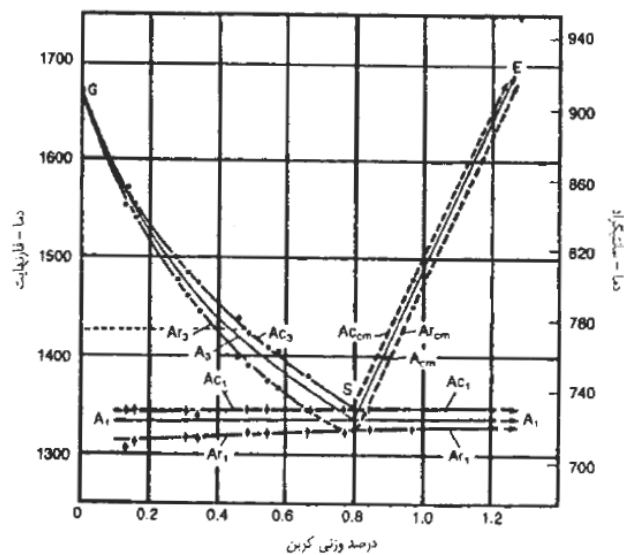
دماهای بحرانی^۱

دماهای بحرانی که در نمودار تعادلی آهن - کربن وجود دارند و از نظر عملیات حرارتی دارای اهمیت‌اند عبارت‌اند از: A_1 ، مرز ناحیه دوفازی فریت - سمنتیت و یکی از نواحی دوفازی فریت - آستنیت و یا سمنتیت - آستنیت؛ A_3 ، فصل مشترک ناحیه دوفازی فریت - آستنیت و ناحیه تکفازی آستنیت؛ و A_{cm} ، که فصل مشترک بین ناحیه دوفازی سمنتیت -

آستنیت و ناحیه تکفازی آستنیت است. دماهای یاد شده تبدیل یک فاز به فاز دیگر را در شرایط تعادلی یعنی تحت شرایط گرمایش و سرمایش بسیار آهسته مشخص می‌کنند. به همین خاطر گاهی به جای حروف A_{cm} و A_3 و A_1 به ترتیب از $A_{e_{cm}}$ و A_{e_3} و A_{e_1} استفاده می‌شود. حرف e از اول کلمه تعادلی^۱ گرفته شده است.

دگرگونی‌هایی که در دماهای A_{cm} و A_3 و A_1 انجام می‌شوند تابع نفوذند (این موضوع در فصل دوم به طور کامل بحث شده است). بنابراین دماهای بحرانی تابع آهنگ گرمایش، آهنگ سرمایش و همچنین ترکیب شیمیایی فولادند. گرمایش سریع باعث می‌شود که زمان قرار گرفتن نمونه در دمای بحرانی تعادلی برای انجام نفوذ کافی نباشد و بنابراین دگرگونی در دمایی بالاتر از دمای بحرانی تعادلی انجام شود. به همین ترتیب سرمایش سریع باعث می‌شود که دگرگونی در دمایی پایینتر از دمای بحرانی تعادلی انجام شود. در نمودار تعادلی آهن - کربن، اثرات آهنگ گرمایش و آهنگ سرمایش توسط حروف قراردادی جدیدی که به ترتیب عبارت‌اند از AC و AT

مشخص می‌شوند. حروف قراردادی یاد شده توسط متالورژیست فرانسوی به نام اوسموند^۱ انتخاب شده و به ترتیب عبارت‌اند از حروف اول کلمات Arret Chauffant و Arret Refroidissant. بنابراین، با در نظر گرفتن اثرات آهنگ گرمایش و آهنگ سرمایش، بجز دماهای بحرانی تعادلی دو سری دیگر دماهای بحرانی در نمودار آهن - کربن وجود دارند که آنها را با علامتهای A_{cm} ، A_3 ، A_1 ، A_{cm} ، A_3 ، A_1 ، A_{cm} ، A_3 ، A_1 نشان می‌دهند. در شکل ۱-۱۰ شمایی از دماهای بحرانی تعادلی و ناتعادلی نشان داده شده است.



شکل ۱-۱ دماهای بحرانی برای حالت تعادل (A)، سرمایش نا تعادلی (Ar)، و گرمایش نا تعادلی (Ac). آهنگ گرمایش و سرمایش برابر ۱۲۵ = درجه سانتیگراد در دقیقه بوده است [۱].

به طور کلی دماهای بحرانی برای یک فولاد، به کمک آزمایشهایی که بر روی آن انجام می‌گیرد تعیین می‌شوند. لیکن، فرمولهای تجربی نیز وجود دارند که اثرات عناصر آلیاژی را بر روی دماهای بحرانی مشخص می‌کنند. فرمولهای یاد شده با استفاده از اطلاعات به دست آمده از آزمونهای زیادی که بر روی فولادها با ترکیب شیمیایی مختلف انجام گرفته شده‌اند.

$$Ac_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 29.0As + 6.38W$$

$$Ac_3 = 910 - 20.3Vc - 15.2Ni + 44.7Si + 10.4V + 31.5Mo + 13.1W$$

عناصری که پایدارکننده آستنیت‌اند دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 را کاهش می‌دهند. اثرات عناصر یاد شده با علامت منفی در رابطه‌های بالا مشخص شده است. از طرف دیگر عناصری که پایدارکننده فریت یا کاربید‌اند، دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 را افزایش می‌دهند. اثرات این عناصر با علامت مثبت در رابطه‌های بالا مشخص شده است.

توزیع و اثرات عناصر آلیاژی در فولادها

باید در نظر داشت که فولادها معمولاً

دارای عناصر آلیاژی و ناخالصیهایی اند که باید اثرات آنها را بر ساختار و خواص فازهای فریت، آستنیت و سمنتیت در نظر گرفت. مشارکت عناصر آلیاژی و ناخالصیها در ساختار و خواص فولادها معمولاً با قرار گرفتن آنها به جای اتمهای آهن (اگر اندازه اتمی آنها تقریباً برابر اندازه اتمی آهن باشد) و یا نشستن در فضاهای خالی بین‌نشینی (اگر اندازه اتمی آنها بسیار کوچکتر از اندازه اتمی آهن باشد) امکانپذیر است. در بعضی مواقع، اگر مقادیر عناصر آلیاژی بیشتر از حد حلالیت باشند، فازهایی بجز فازهای بحث شده در بالا به وجود می‌آیند. به عنوان مثال، در اثر اضافه کردن مقدار بسیار کمی کرم به آلیاژ آهن - کربن فاز $M_{23}C_6$ (M نشان دهنده مجموعه‌ای از کرم و آهن است) با ساختار بلوری سمنتیت به وجود آمده که تا 890°C درجه سانتیگراد پایدار است. با افزایش بیشتر کرم ابتدا $M_{23}C_6$ و سپس $M_{7}C_3$ به وجود می‌آید.

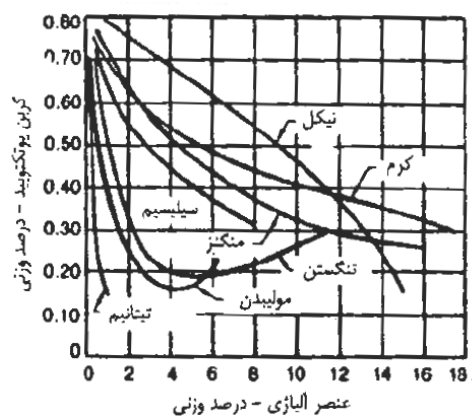
از بررسی و مطالعه این جدول می‌توان نتیجه گرفت که نیکل نسبت به آهن تمایل کمتری به تشکیل کاربید داشته و عمدتاً در فریت حل می‌شود. سیلیسیم تا حدودی با اکسیژن ترکیب شده و تشکیل ناخالصی نافلزی می‌کند و در غیر این صورت، در فریت حل می‌شود. بدون توجه به درصد کربن فولاد، درصد زیادی از منگنز در فریت حل می‌شود. توانایی منگنز به تشکیل کاربید در حد بسیار کمی بیشتر از آهن است و منگیزی که تشکیل کاربید می‌کند، معمولاً به شکل $(Fe, Mn)_3C$ وارد ساختار سمنتیت می‌شود.

کرم بین فازهای فریت و کاربید توزیع می‌شود. توزیع کرم بستگی به درصد کربن و عناصر کاربیدساز دیگر در فولاد دارد. در صورتی که کربن به اندازه کافی در فولاد وجود داشته باشد و عناصر کاربیدساز بسیار قوی نظیر تیتانیم و کلمبیم وجود نداشته باشند، تنگستن و مولیبدن با کربن فولاد ترکیب شده، تشکیل کاربید می‌دهند.

وانادیم، تیتانیم و کلمبیم عناصر کاربیدساز بسیار قوی بوده و عمدتاً در

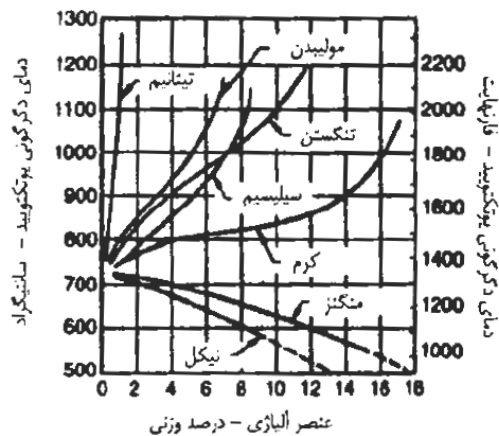
فولادها به صورت کاربید یافت می‌شوند. اگر در فولاد نیتروژن به اندازه کافی وجود داشته باشد، مقداری نیتريد کلمبیم نیز تشکیل می‌شود. آلومینیم با اکسیژن و نیتروژن فولاد ترکیب شده و به ترتیب تشکیل اکسید آلومینیم (Al_2O_3) و نیتريد آلومینیم (AIN) می‌کند.

همان گونه که در شکل ۱-۱۱ نشان داده شده است، تمام عناصر آلیاژی که به صورت جانشینی در فولادها وارد می‌شوند نظیر نیکل، کرم، سیلیسیم، منگنز، تنگستن، مولیبدن و تیتانیم، درصد کربن نقطه یوکتوئید را کاهش می‌دهند. در این رابطه، تیتانیم، تنگستن و مولیبدن بیشترین اثر را داشته، در حالی که نیکل و کرم، کمترین اثر را دارند.



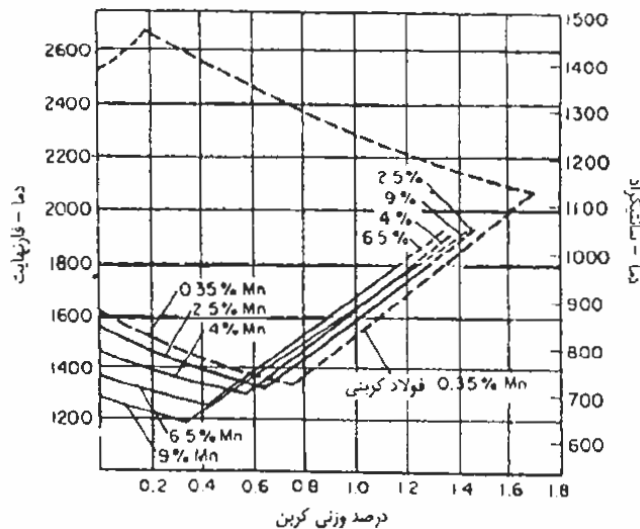
شکل ۱-۱۱ اثر عناصر آلیاژی جانشینی بر روی درصد کربن نقطه یوکتوئید فولاد

بعضی از عناصر آلیاژی، دمای یوتکتوئید را در فولادها کاهش داده و برخی آن را افزایش می‌دهند (شکل ۱-۱۲). منگنز و نیکل، هر دو دمای یوتکتوئید را کاهش داده و به عنوان عناصر پایدارکننده آستنیت موسوم‌اند.



شکل ۱-۱۲ اثر عناصر آلیاژی جانشینی بر روی دمای دگرگونی یوتکتوئید در فولاد

35

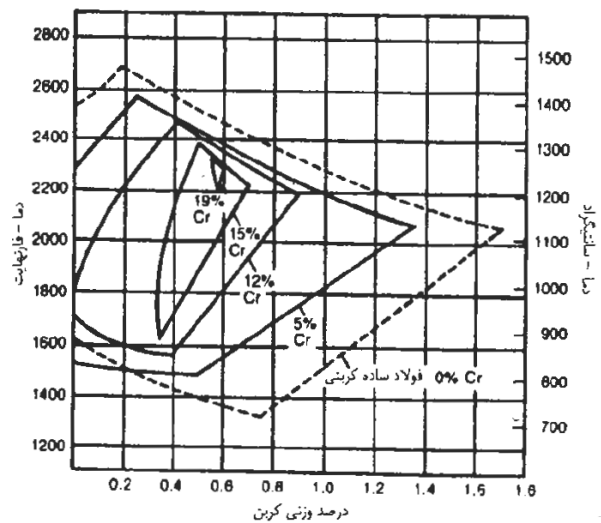


شکل ۱-۱۳ اثر منگنز بر روی وسعت ناحیه پایداری آستنیت در فولادهای کربنی

بعضی از فولادها به کمک درصد مشخصی از نیکل و یا منگنز فاز آستنیت را تا دمای اتاق می‌توان پایدار کرد.

عناصر تشکیل دهنده کاربید، نظیر تنگستن، مولیبدن، تیتانیوم و کرم، دمای یوتکتوئید را افزایش داده و بنابراین ناحیه تشکیل و پایداری آستنیت را کاهش می دهند. بنابراین، این عناصر

به پایدارکننده های فریت موسوم اند.



شکل ۱-۱۴ اثر کرم بر روی وسعت ناحیه پایداری آستنیت

فاز کاربید در فولادهای آلیاژی

فاز کاربید در فولادها فقط توسط فلزاتی که در جدول تناوبی عناصر در سمت چپ آهن و پایین آن (از Mn تا Hf) قرار دارند تشکیل می شود

Periodic Table of the Elements

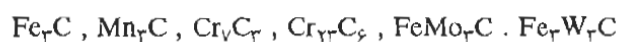
IA																	IIIA	IVA	VA	VIA	VIIA	VIIIA
H																	B	C	N	O	F	He
Li	Be															Al	Si	P	S	Cl	Ar	
Na	Mg	III B	IV B	V B	VIB	VII B	VIII B	IB	IIB	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr						
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr					
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe					
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn					
Fr	Ra	Lr															Po	At	Rn			
Lanthanide Series																						
Actinide Series																						

نتایج حاصل از مطالعه کاربیدهای مختلف نشان می‌دهد که، عناصری که در جدول تناوبی بیشتر به سمت چپ باشند

تمایل بیشتری به تشکیل کاربید داشته و کاربیدهای پایدارتری را نیز تشکیل می‌دهند.

براساس نتایج حاصل از مطالعات انجام شده، ترکیبات کاربیدی زیر می‌توانند در فولادها تشکیل شوند.

کاربیدهای گروه I



کاربیدهای گروه II (فازهای بین‌نشینی)

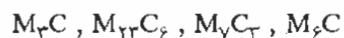


لیکن، کاربیدهای یاد شده نمی‌توانند به صورت آزاد در فولادها تشکیل شوند. تمامی کاربیدهای عناصر آلیاژی، حاوی مقداری آهن به صورت محلول‌اند. همچنین در صورت وجود عناصر آلیاژی کاربیدساز دیگر، این عناصر نیز در ترکیب و ساختار کاربید موجود وارد می‌شوند. به عنوان مثال، در فولاد کرم - منگنز، به جای کاربید کرم خالص (Cr_{23}C_6)، کاربید کمپلکسی از آهن، کرم و منگنز به صورت $(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ تشکیل خواهد شد.

کاربیدهایی که دارای فرمول شیمیایی یکسان باشند، متقابلاً در یکدیگر محلول‌اند. بنابراین، اگر به عنوان مثال، به یک فولاد به صورت همزمان عناصر تیتانیم و نیوبیم اضافه شود، به جای تشکیل کاربیدهای مستقل و مجزای تیتانیم و نیوبیم، کاربید کمپلکسی از عناصر فوق تشکیل خواهد شد. به همین دلیل، تعداد و انواع کاربیدهایی که احتمال تشکیل آنها در فولادهای آلیاژی وجود دارد کمتر از آنچه قبلاً اشاره شد، است.

در حقیقت فقط شش نوع کاربید با فرمولهای زیر در فولادها تشکیل می‌شود.

کاربیدهای گروه I



کاربیدهای گروه II (فازهای بین‌نشینی)



در این فرمولها، M مجموع عناصر فلزی تشکیل‌دهنده کاربید است. ضرایب مشخص شده در فرمولهای بالا، نسبت بین عنصر فلزی و کربن را برای حالتی که شبکه کاربید تغییر شکل نداده باشد (تحت تنش نباشد) مشخص می‌کند.

کاربیدهای گروه I دارای شبکه بلوری پیچیده‌اند. معمولترین کاربیدها از این نوع، سمیتیت است.

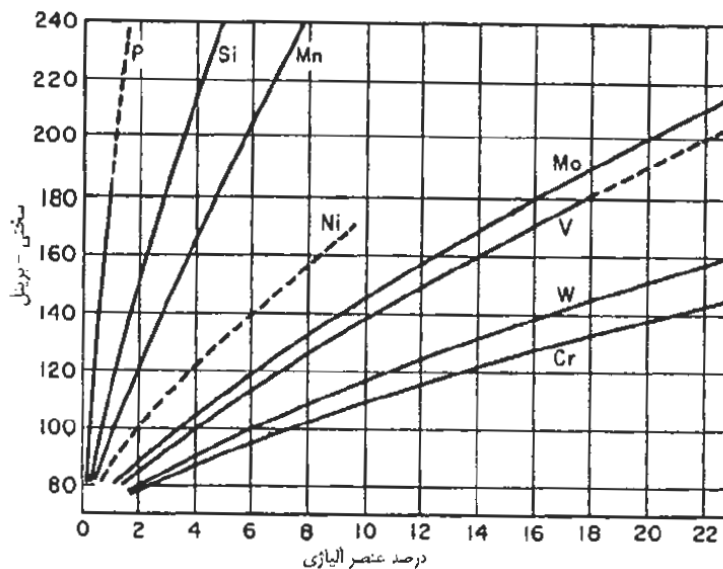
از جمله مشخصه‌های کاربیدهای

گروه II (فازهای بین‌نشینی) شبکه بلوری ساده آنهاست. شبکه بلوری این کاربیدها، همواره با کمبود کربن روبرو است.

تذکر این نکته ضروری است که کاربیدهای گروه II به سختی در آستنیت حل می‌شوند. به عبارت دیگر، در اثر حرارت دادن، حتی تا دماهای خیلی بالا، کاربیدهای یاد شده در آستنیت حل نخواهند شد. از این رو، این کاربیدها را به راحتی می‌توان از کاربیدهای گروه I که در اثر حرارت دادن به سادگی در آستنیت حل می‌شوند، تشخیص داد. تمامی کاربیدها دارای نقطه ذوب و سختی بالایی‌اند. در این رابطه، کاربیدهای گروه II به کاربیدهای گروه I برتری دارند.

اثرات عناصر آلیاژی بر روی فریت

انحلال عناصر آلیاژی در آهن آلفا با جانشین شدن اتمهای آنها به جای اتمهای آهن انجام می‌شود. از آنجایی که عناصر آلیاژی از نظر اندازه اتمی و ساختار متفاوت از آهن‌اند، موقعی که به جای اتمهای آهن قرار می‌گیرند، شبکه بلوری آهن را تحت تنش قرار داده و در نتیجه پارامتر شبکه آن را تغییر می‌دهند. هر چه تفاوت بین شعاع اتمی آهن و شعاع اتمی عنصر آلیاژی بیشتر باشد، تغییر پارامتر شبکه آهن در اثر آلیاژ شدن نیز بیشتر خواهد بود. عناصری که شعاع اتمی آنها کمتر از شعاع اتمی آهن باشد پارامتر شبکه آهن را کاهش داده و بالعکس، عناصری که شعاع اتمی آنها بیشتر از شعاع اتمی آهن باشد، پارامتر شبکه آهن را افزایش می‌دهند. طبیعی است که تغییر شکل و اندازه شبکه بلوری آهن آلفا موجب تغییر خواص مکانیکی آن خواهد شد.



شکل ۱-۱۷ اثرات احتمالی عناصر مختلف به صورت محلول در آهن خالص بر روی سختی

ترتیب افزایش اثرات عناصر آلیاژی مختلف محلول بر روی سختی فریت به صورت زیر است:
کرم، تنگستن، وانادیم، مولیبدن، نیکل، منگنز، سیلیسیم و فسفر.

از جمله مهمترین اثرات دیگر عناصر آلیاژی محلول در فریت، تأثیر آنها بر دمای تبدیل شکست ترد به نرم است. این امر استعداد فولاد در برابر شکست ترد را مشخص می‌کند. در بین شش عنصر آلیاژی (کرم، نیکل، مولیبدن، سیلیسیم، منگنز و تنگستن) که بیشترین مصرف را در فولادسازی دارند، نیکل با ارزشترین آنها شناخته شده است. این عنصر در حالی که سختی و استحکام فریت را به نحو قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌دهد، دمای تبدیل شکست ترد به نرم را نیز کاهش خواهد داد. از سوی دیگر نیکل مقاومت به ضربه فولاد را نیز کاهش نمی‌دهد. در حالی که عناصر آلیاژی دیگر بدون کاهش مقاومت به ضربه، اثرات ضعیفی بر روی افزایش استحکام فریت داشته و یا اینکه استحکام را به نحو قابل توجهی افزایش داده ولی در عین حال مقاومت به ضربه فریت را نیز شدیداً کاهش می‌دهند (نظیر موقعی که درصد منگنز بیشتر از ۱ تا ۱/۵ درصد و یا درصد سیلیسیم بیشتر از ۰/۵ درصد باشد).

فصل دوم

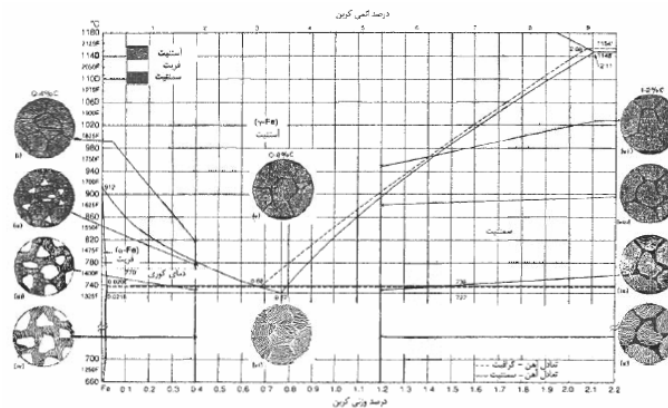
فازها و ساختارهای تعادلی

فصل دوم

1

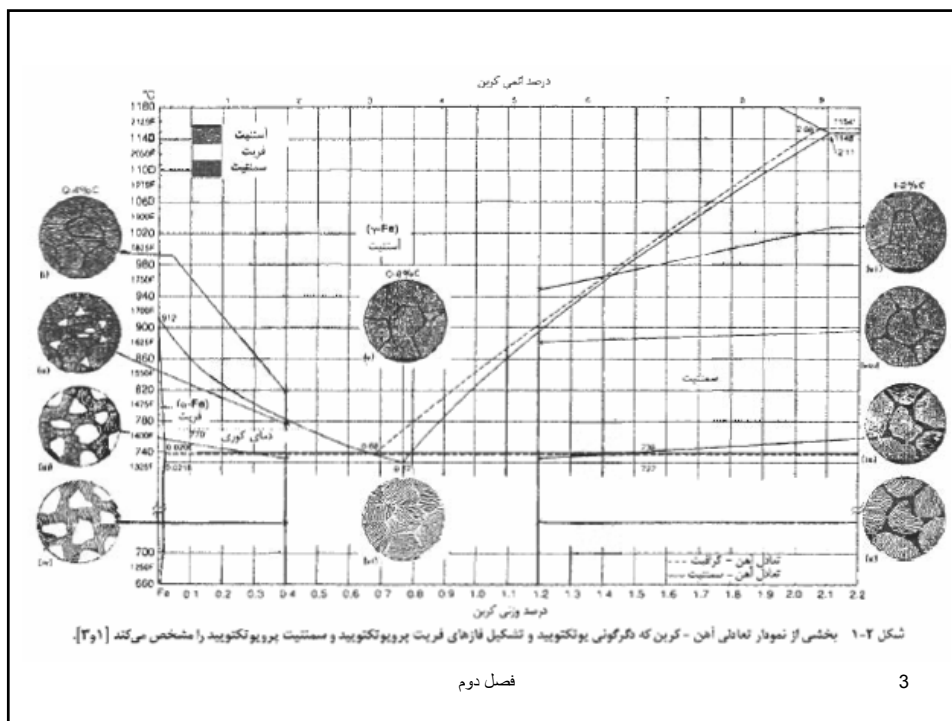
دگرگونی یونکتویدی

نمودار تعادلی آهن - کربن که در فصل اول معرفی شد، پایه و اساس مطالعه دگرگونی فازها در فولادها را تشکیل می‌دهد. شکل ۱-۲ قسمتی از نمودار آهن - کربن نشان داده شده در شکل ۲-۱ را با مقیاس بزرگتر نشان می‌دهد. در این شکل ناحیه مربوط به دگرگونی آستنیت و میکروساختارهای حاصل از آهسته سرد شدن آن نشان داده شده‌اند.



شکل ۱-۲ بخشی از نمودار تعادلی آهن - کربن که دگرگونی یونکتویدی و تشکیل فازهای فریت پرویونکتویدی و سمنتیت پرویونکتویدی را مشخص می‌کند [۳۰]

2



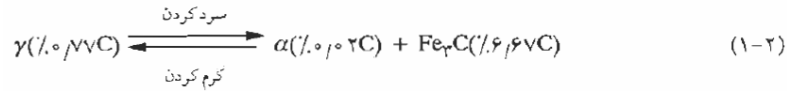
ابتدا آلیاژ ۰.۷۷٪C/Fe که در تمام دماهای بالای A_1 (۷۲۷ درجه سانتیگراد) کاملاً به صورت آستنیت است را در نظر بگیرید. اگر این آلیاژ را برای مدت زمان طولانی در دمای یاد شده نگه داشته و یا اینکه با نرخ بسیار آهسته آن را سرد کرده از گسترده دمایی مزبور عبور دهیم (تحت شرایط کاملاً تعادلی)، بر طبق نمودار تعادلی شکل ۱-۲ آستنیت باید به مجموعه‌ای از فریت و سمنتیت تبدیل شود. در متالورژی، دگرگونی‌هایی که یک فاز جامد به دو فاز جامد کاملاً متفاوت تبدیل می‌شوند به دگرگونی‌های یوکتوئیدی موسوم‌اند.

در نمودار تعادلی آهن - کربن،

دگرگونی یوکتوئیدی را می‌توان به صورت زیر نوشت.

$$\gamma(0.77\%C) \xrightleftharpoons[\text{گرم کردن}]{\text{سرد کردن}} \alpha(0.02\%C) + Fe_3C(6.67\%C) \quad (1-2)$$

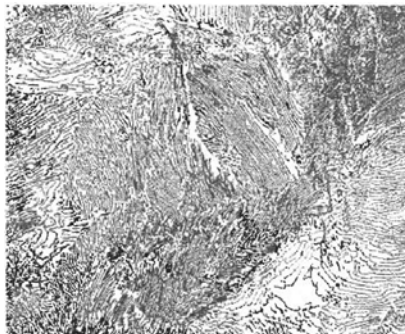
فصل دوم 4



رابطه بالا نشان می‌دهد که فازهایی که در تحول یوکتوئید شرکت دارند، دارای ترکیب شیمیایی ثابت‌اند و برحسب اینکه از فولاد حرارت گرفته و یا بدان حرارت داده شود، دگرگونی می‌تواند در جهت تجزیه آستنیت و تشکیل فریت و سمنتیت و یا برعکس انجام گیرد. از جنبه نظری دگرگونی یوکتوئیدی در فولادهای کربنی ساده باید به طور همدمای^۱ (در دمای ثابت)، در دمای ۷۲۷ درجه سانتیگراد انجام شود. لیکن شرایط تعادل به ندرت وجود دارد و در عمل دگرگونی یوکتوئیدی معمولاً در زیر خط A₁ در یک گستره وسیعی از دما انجام می‌شود.

ساختار پرلیت

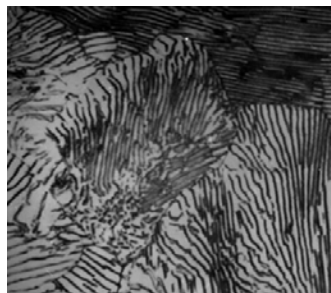
محصول دگرگونی یوکتوئید در فولادها، میکروساختار منحصر به فردی موسوم به پرلیت است. پرلیت از لایه‌های متناوب فریت و سمنتیت تشکیل شده و مشابه اثر انگشت بر روی کاغذ است (شکل ۱-۲ و ۲-۲). به بیان دیگر، ساختار پرلیت توسط دسته‌هایی^۲ از لایه‌های متناوب فریت و سمنتیت با فواصل و جهات مختلف مشخص می‌شود.



شکل ۲-۲ میکروساختار پرلیت مربوط به آلیاژ ۰.۷۵٪ Fe-۰.۷۵٪ C که پس از آستنیت شدن در کوره سرد شده است. محلول حکاکی، پیکرال، بزرگنمایی، ۵۰۰ × [۱].

یکسان نبودن فواصل

لایه‌های سمنتیت در نواحی مختلف تا حدی به زاویه برخورد لایه‌ها با سطح پولیش شده نمونه مربوط می‌شود. اگر فرض شود که تمامی پرلیت در یک دمای ثابت تشکیل شده است، فواصل بین تمام لایه‌های پرلیت یکسان و برابر است. دسته‌هایی از پرلیت که لایه‌های تشکیل دهنده آن عمود بر سطح پولیش باشد فاصله واقعی و یا نزدیکترین فاصله فریت - سمنتیت به فاصله واقعی را دارند. از طرف دیگر لایه‌هایی که زاویه برخورد آنها با سطح پولیش شده کمتر از ۹۰ درجه باشد، نسبت به فاصله واقعی بین لایه‌ای، دارای فواصل بیشتری‌اند. از طرف دیگر یکسان نبودن فواصل بین لایه‌ای می‌تواند به این دلیل باشد که پرلیت معمولاً در یک گستره وسیعی از دما تشکیل می‌شود و نه در دمای ثابت.



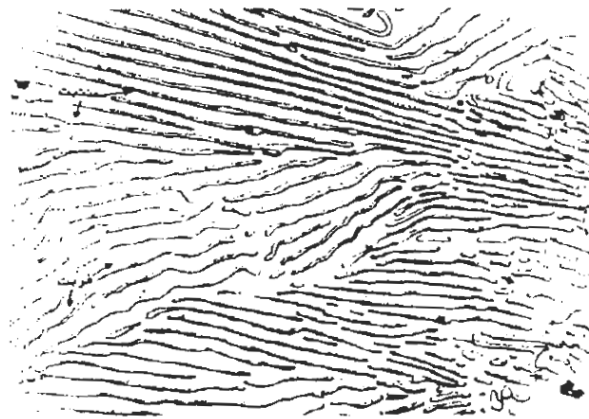
7

علت انتخاب نام پرلیت مربوط می‌شود به آرایش منظم لایه‌ای و این حقیقت که اثر خوردگی محلول شیمیایی حکاک‌ی بر فاز فریت نسبت به فاز سمنتیت بسیار شدیدتر است. در هر دسته، لایه‌های منظم و برجسته سمنتیت، نقش شبکه انکسار نور را بازی می‌کنند. بنابراین، در اثر انکسار نور با طول موجهای متفاوت از دسته‌های مختلف، شکلی شبیه به صدف مروارید^۳ به وجود می‌آید. از این رو ساختار یاد شده به پرلیت^۴ موسوم شده است.

فصل دوم

8

زمینه فریتی و لایه‌های سمنتیت هر دو سفیدرنگ و فصل مشترک آن دو به صورت خطوط سیاه رنگ دیده می‌شود.



شکل ۲-۳ پربلیت شامل لایه‌های سمنتیت در زمینه‌ای از فریت. بزرگنمایی $\times 2500$

فصل دوم

9

مقادیر فریت و سمنتیت موجود در پربلیت که در دمای 727 درجه سانتیگراد تشکیل می‌شود را می‌توان به کمک قانون اهرم حساب کرد. در حقیقت به کمک قانون اهرم، در هر دمایی ترکیب شیمیایی و مقادیر فازهای مختلف موجود در یک ناحیه دوفازی در یک سیستم دوتایی را می‌توان تعیین کرد. با استفاده از قانون

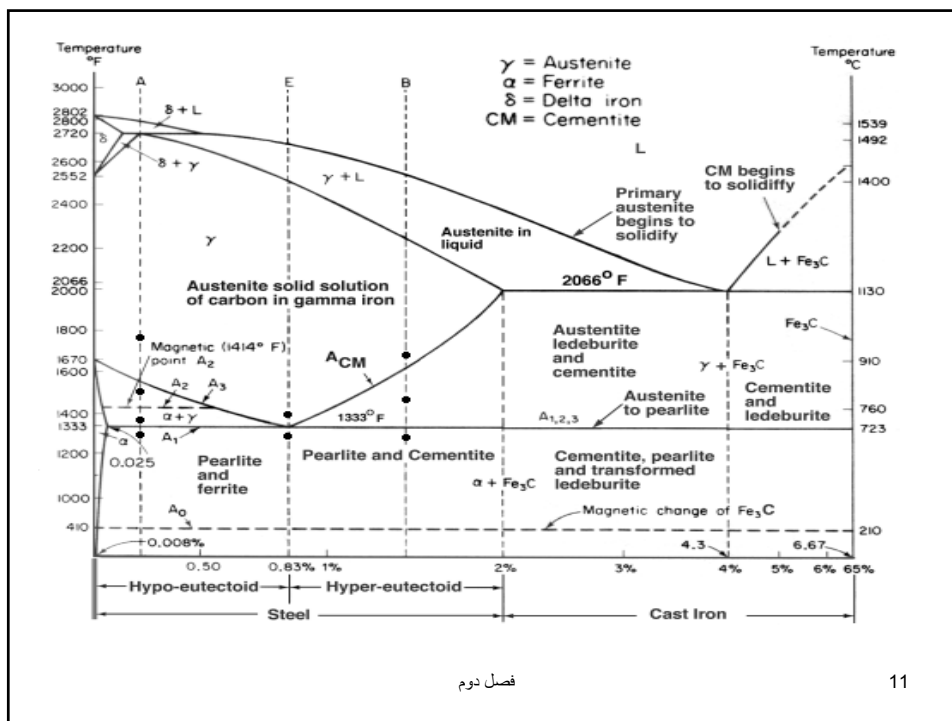
اهرم می‌توان برای آلیاژ $0.77\% \text{Fe-C}$ که کاملاً به پربلیت تبدیل می‌شود نشان داد:
در دمای پوکتوئید

$$\text{درصد وزنی سمنتیت در پربلیت} = \frac{0.77 - 0.02}{6.67 - 0.02} \times 100 = 11.3 \quad (2-2)$$

$$\text{درصد وزنی فریت در پربلیت} = \frac{6.67 - 0.77}{6.67 - 0.02} \times 100 = 88.7 \quad (3-2)$$

فصل دوم

10



11

تشکیل پرلیت

تشکیل پرلیت از آستنیت به وسیله جوانه‌زنی و رشد انجام می‌شود.

اگر آستنیت همگن باشد (یکنواخت از

نظر ترکیب شیمیایی) جوانه‌زنی عمدتاً در مرز دانه‌ها انجام می‌شود. در صورتی که آستنیت همگن نباشد مثلاً در داخل دانه‌های آستنیت شیب غلظتی و یا ذرات کاربید آهن وجود داشته باشد، جوانه‌زنی پرلیت نه تنها در مرز دانه‌ها بلکه در داخل دانه‌ها نیز انجام می‌شود.

مکانیزم تشکیل پرلیت فقط براساس حدس و تصور است.

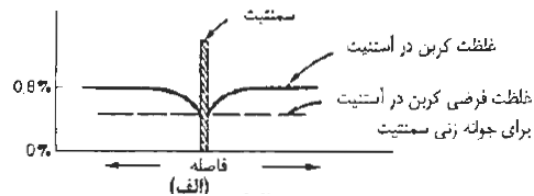
فصل دوم

12

بر طبق پیشنهاد مهل^۱، فرض می‌شود که اولین جوانه فعال پرلیت یک لایه بسیار نازک و کوچک سمنتیت باشد که در مرز دانه آستنیت تشکیل شده و به داخل یکی از دانه‌ها رشد می‌کند. همچنان که این صفحه کوچک که در شکل ۲-۴ (الف) نشان داده شده است از ضخامت و طول رشد می‌کند، اتمهای کربن موجود در آستنیت در اطراف خود را جذب می‌نماید. در نتیجه غلظت کربن آستنیت در مجاورت لایه سمنتیت افت کرده و سرانجام یک شیب غلظتی کربن، مانند حالت نشان داده شده در شکل ۲-۵ (الف) به وجود می‌آید.



شکل ۲-۴



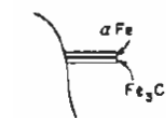
شکل ۲-۵

فصل دوم

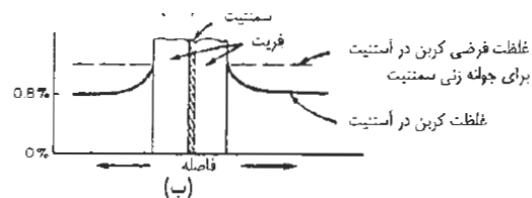
13

موقعی که درصد کربن در

ناحیه‌ای از آستنیت که در مجاورت سمنتیت است، به یک مقدار تقریباً ثابت و در حدود غلظت کربن در فریت (۰/۰۲ درصد) رسید جوانه‌های فریت به وجود آمده و در امتداد ورقه‌های سمنتیت رشد می‌کنند (شکل ۲-۴ (ب)). از آنجایی که فریت دارای درصد بسیار کمی کربن (۰/۰۲ درصد) است، رشد لایه‌های فریت همراه با افزایش درصد کربن در فصل مشترک فریت - آستنیت است (شکل ۲-۵ (ب)).



شکل ۲-۴



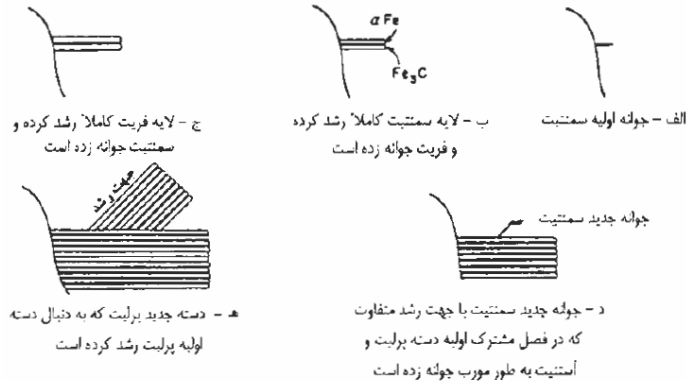
شکل ۲-۵

فصل دوم

14

افزایش کربن در این محلها آتقدر ادامه می‌یابد تا اینکه

جوانه‌های جدید سمنتیت به وجود آید. رشد لایه‌های جدید سمنتیت به نوبه خود منجر به تشکیل لایه‌های جدید فریت می‌شود. با ادامه فرایند یادشده، لایه‌های متناوب مربوط به یک دسته پرلیت تشکیل خواهد شد (شکل ۴-۲).



شکل ۴-۲ جوانه‌زنی و رشد پرلیت [۹].

15

رشد دسته‌های پرلیت، نه تنها با جوانه زدن لایه‌های جدید در مجاور لایه‌های قبلی بلکه توسط رشد طولی لایه‌های موجود نیز انجام می‌شود. این موضوع از قسمتهای مختلف شکل ۴-۲ که نشان می‌دهد با ادامه رشد دسته‌های پرلیت، تعداد و طول لایه‌های پرلیت زیاد می‌شوند مشخص است. به طور کلی، مشاهده شده است که هر دو نوع رشد (طولی و عرضی) با یکدیگر

برابرند. مطالعات میکروسکوپی ساختارهای پرلیتی نشان می‌دهد که رشد پرلیت شامل جوانه‌زنی دسته‌های جدید پرلیت در فصل مشترک دسته‌های قدیم و آستنیت (یا شاخه‌ای شدن لایه‌های فریت و سمنتیت) است. این موضوع در شکل ۴-۲ (د) نشان داده شده است.

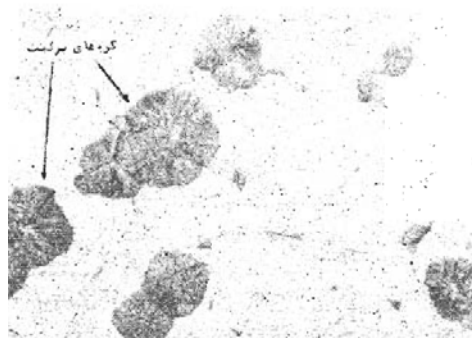


د - جوانه جدید سمنتیت با جهت رشد متفاوت که در فصل مشترک اولیه دسته پرلیت و آستنیت به طور مورب جوانه زده است

فصل دوم

16

دسته جدید، پس از جوانه زدن، همانند دسته اولیه به رشد خود ادامه می دهد (شکل ۲-۴-۵)). به این ترتیب، با اضافه شدن دسته های جدید همراه با رشد دسته های قبلی، یک جوانه اولیه پرلیت، به گروهی از دسته های مجاور تبدیل می شود. ساختار حاصل از فرایند فوق، به کره پرلیت^۱ موسوم است. از آنجایی که دسته های پرلیت دارای آهنگ رشد تقریباً یکسان در جهات موازی و عمود بر لایه های پرلیت اند، یک کره پرلیت معمولاً شکل کروی دارد.



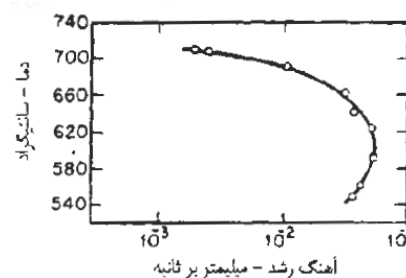
شکل ۲-۶ سطح مقطع کره های پرلیت (سیاه رنگ) در فولاد یوکتوئیدی. زمینه استنیت تبدیل نشده به پرلیت است که در اثر سریع سرد کردن به مارتنزیت تبدیل شده است. بزرگنمایی $\times 250$ [۱].

17

اثر دما بر دگرگونی پرلیتی

در عمل، تشکیل پرلیت به ندرت در حوالی دمای A_1 انجام می شود.

در نماهایی درست زیر دمای A_1 ، با کاهش دما آهنگ رشد پرلیت سریعاً افزایش می یابد و در 600°C درجه سانتیگراد به حداکثر مقدار رسیده و در دماهای پایینتر، مجدداً کاهش می یابد.



شکل ۲-۷ آهنگ رشد پرلیت برحسب دمای دگرگونی در فولاد کربنی ساده یوکتوئیدی با درجه خلوص بالا

18

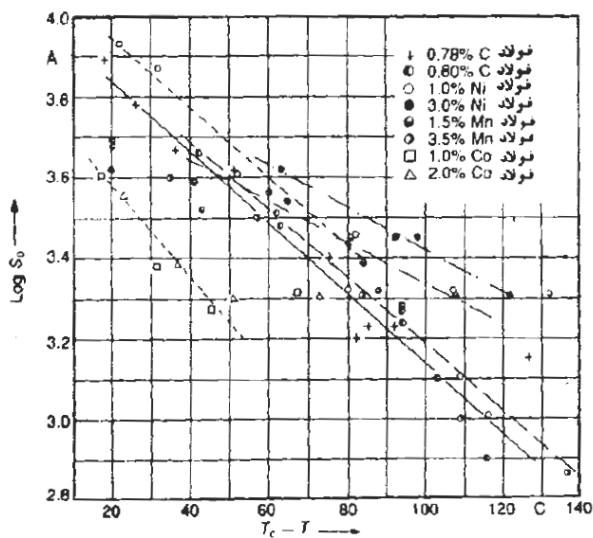
آهنگ تشکیل پرلیت، تحت تأثیر چندین پارامتر تغییر می‌کند. شاید مهمترین آنها عبارت از، آرایش مجدد یا جابه‌جایی مقدار زیادی کربن جهت انجام دگرگونی آستنیت به فریت کم کربن و سمیتیت پرکربن است. بر طبق رابطه (۲-۱)، جابه‌جایی یا نفوذ کربن که توسط ضریب نفوذ آن مشخص می‌شود بستگی به دما دارد. یکی از روابطی که برای نفوذ کربن در آستنیت آمده عبارت‌اند از

$$D_{\text{C}}^{\text{A}} = 0.12 \exp(-32000/RT) \quad (2-4)$$

که در این رابطه D_{C}^{A} متوسط ضریب نفوذ کربن در آستنیت (cm^2/s)، R ثابت گازها ($1.98 \text{ Cal/gr-mol} \cdot ^\circ\text{K}$) و T دمای مطلق ($^\circ\text{C} + 273$) است. رابطه بالا نشان می‌دهد که ضریب نفوذ کربن در آستنیت، با کاهش دما به صورت نمایی کاهش می‌یابد. بنابراین، کاهش دما بطور قابل ملاحظه‌ای نفوذ را کاهش می‌دهد.

در حقیقت چنین به نظر می‌رسد که ارتباط نفوذ و دما، با نتایج حاصل در شکل ۲-۷ تناقض دارد. این تناقض ظاهری، با توجه به اثر دمای تشکیل پرلیت بر روی فاصله بین لایه‌ای آن، قابل توجیه است.

شکل ۲-۸ اثر تحت تبرید بر روی فاصله بین لایه‌ای در پرلیت را برای یک سری از فولادهای آلیاژی نشان می‌دهد.



فاصله متوسط بین لایه‌ای پرلیت (S_0) برحسب مقدار تحت تبرید برای فولادهای مختلف

فصل دوم

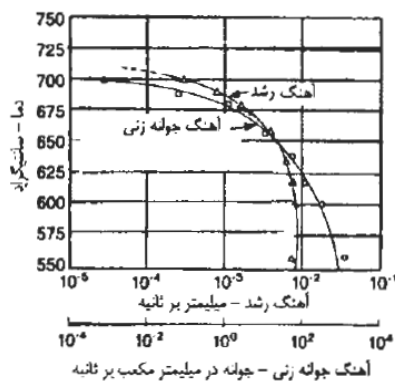
21

بنابراین ملاحظه می‌شود که برای توجیه ارتباط بین آهنگ رشد پرلیت و دمای دگرگونی (شکل ۷-۲) باید دو نکته را در نظر گرفت، یکی نفوذ کربن در آستنیت (D_{γ}^{C}) و دیگری فاصله بین لایه‌ای پرلیت (S_p). ابتدا هر چه دمای تشکیل پرلیت (دگرگونی در دمای ثابت) از دمای Ae_1 کمتر می‌شود، نفوذ کاهش می‌یابد (رابطه ۴-۲) ولی از آنجایی که فاصله بین لایه‌ای نیز کمتر می‌شود (رابطه ۵-۲) مسافتی که اتمهای کربن باید نفوذ کرده تا از آستنیت خارج شده و بین فریت و سمنتیت توزیع شوند، کمتر می‌شود و بنابراین آهنگ رشد پرلیت افزایش می‌یابد. از طرف دیگر، نفوذ، شدیداً به دما بستگی دارد (رابطه ۴-۲) و در دماهای پایین (کمتر از ۶۰۰ درجه سانتیگراد) بسیار کم بوده و در نتیجه آهنگ رشد پرلیت در دماهای یاد شده کاهش می‌یابد. در دماهای بالا (حوالی Ae_1) گرچه نفوذ سریع است، ولی به علت محدود بودن تعداد جوانه‌های پرلیت (آهنگ جوانه‌زنی بستگی به دما دارد) و در نتیجه زیاد بودن فاصله بین لایه‌ای، آهنگ رشد پرلیت فوق‌العاده کم خواهد بود.

فصل دوم

22

آهنگ جوانه‌زنی که عبارت است از تعداد جوانه‌های تشکیل شده در واحد حجم (معمولاً یک میلیمتر مکعب) در ثانیه، تابع زمان و دماست. بنابراین برای مطالعه اثر دما بر روی آهنگ جوانه‌زنی لازم است که آهنگ متوسط جوانه‌زنی را برای هر دما در نظر گرفت.



شکل ۹-۲ تغییرات آهنگهای جوانه‌زنی (N) و رشد (G) برحسب دما در یک فولاد یونکتویدی با ترکیب شیمیایی ۰/۷۸C - ۰/۶۳Mn - ۰/۰۵ و عدد اندازه دانه ۵ [۹].

فصل دوم

23

با کاهش دما، آهنگ جوانه‌زنی به مراتب بیشتر از آهنگ رشد

افزایش می‌یابد و بنابراین هر چه دمای دگرگونی در تغییر فاز هم‌دما پایبندتر باشد دسته‌های بیشتری از پرلیت تشکیل می‌شود. از آنجایی که با کاهش دما، آهنگ جوانه‌زنی و رشد پرلیت هر دو افزایش می‌یابند (شکل ۹-۲)، بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که با کاهش دما آهنگ دگرگونی آستنیت به پرلیت هم افزایش می‌یابد.



فصل دوم

24

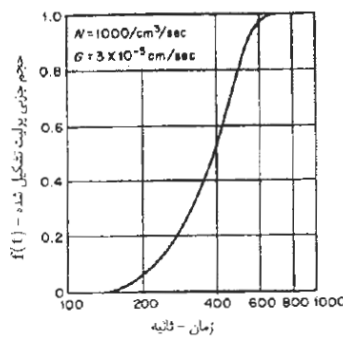
در یک دمای ثابت، مقدار آستنیت تبدیل شده به پرلیت را می‌توان با استفاده از رابطهٔ مهل^۱ و جانسون^۲ به صورت زیر مشخص کرد.

$$f(t) = 1 - \exp\left[\frac{-NG^3 t^4}{3}\right] \quad (6-2)$$

در این رابطه فرض شده است که آهنگ جوانه‌زنی (N) در هر دما ثابت باشد، تشکیل جوانه‌های پرلیت به صورت اتفاقی باشد و کره‌های پرلیت در حال رشد همچنان به صورت کروی باقی بمانند. در این رابطه: $f(t)$ ، حجم جزئی پرلیت تشکیل شده در یک زمان مشخص t و در یک دمای ثابت T است. N و G ، به ترتیب آهنگ جوانه‌زنی و آهنگ رشد کره‌های پرلیت به داخل آستنیت در دمای دگرگونی (T) است که از شکل ۹-۲ به دست می‌آیند.

در یک دمای ثابت، $f(t)$

برحسب تابعی از زمان به صورت یک منحنی S شکل در می‌آید (شکل ۱۰-۲).



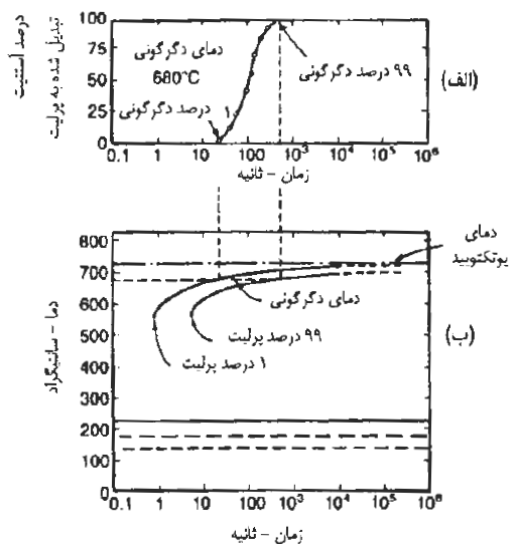
شکل ۱۰-۲ حجم جزئی پرلیت تشکیل شده برحسب زمان، منحنی فوق با استفاده از رابطه (۶-۲) رسم شده است [۹].

فازهای پرویوکتوئید

در بیشتر فولادها، یعنی فولادهای غیر یوکتوئیدی، آستنیت در دمایی بالاتر از دمای A_1 شروع به تغییر فاز می‌کند. شکل ۱-۲ نشان می‌دهد که در فولادهایی که کربن آنها کمتر از یوکتوئید باشد (فولادهای هیپویوکتوئید^۱) در بین خطوط A_1 و A_{cm} فریت تشکیل می‌شود، در حالی که در فولادهایی که کربن آنها بیش از یوکتوئید است (هایپروکتوئید^۲) در بین خطوط A_1 و A_{cm} سمنتیت تشکیل می‌شود. فریت و سمنتیت که قبل از دگرگونی آستنیت به پرلیت تشکیل می‌شوند، به ترتیب به فریت پرویوکتوئید^۳ و سمنتیت پرویوکتوئید موسوم‌اند.

فصل دوم

27



شکل ۱۲-۲ چگونگی رسم منحنیهای دما - زمان - دگرگونی. (الف) منحنی دگرگونی همدمای تشکیل پرلیت (ب) نمودار دما - زمان - دگرگونی که از منحنیهای دگرگونی همدمای دست می‌آید [۹].

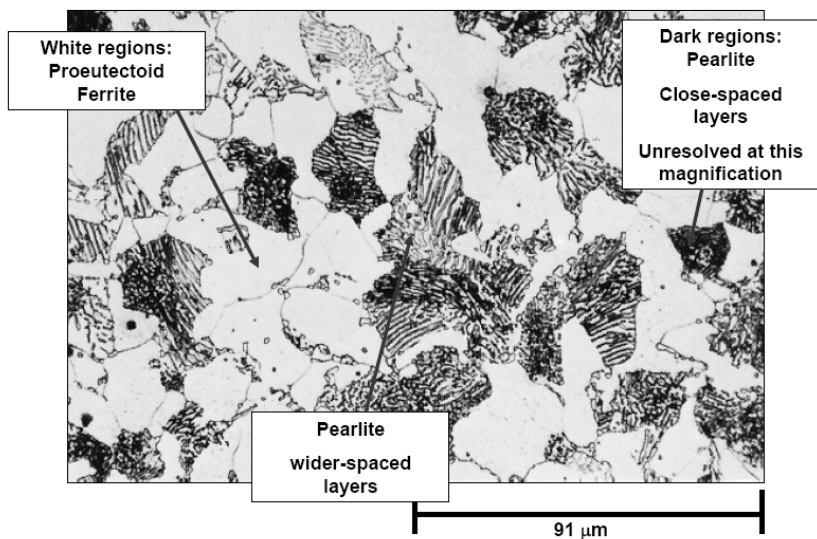
28

فریت و سمنتیت پرویوتکتوئید از نظر ساختار بلوری و ترکیب شیمیایی، دقیقاً مشابه با فریت و سمنتیت پرلیتی اند، ولی توزیع آنها در میکروساختار کاملاً متفاوت از آرایش لایه‌ای فریت و سمنتیت موجود در پرلیت است. شکل ۲-۱۳ میکروساختار فریت پرویوتکتوئید و پرلیت تشکیل شده در یک آلیاژ $0.4\%C-Fe$ که از ناحیه تک فازی آستنیت تا دمای اتاق به آهستگی سرد شده است را نشان می‌دهد. نواحی سفیدرنگ کاملاً متمایز و جدا شده از ساختار لایه‌ای پرلیت، همان فریت پرویوتکتوئید است.



شکل ۲-۱۳ فریت پرویوتکتوئید (نواحی سفیدرنگ) و پرلیت در آلیاژ $0.4\%C-Fe$ که پس از آستنیت‌شدن، در هوا سرد شده است. محلول حکاکی، نایتال. بزرگنمایی $500 \times$ [۱].

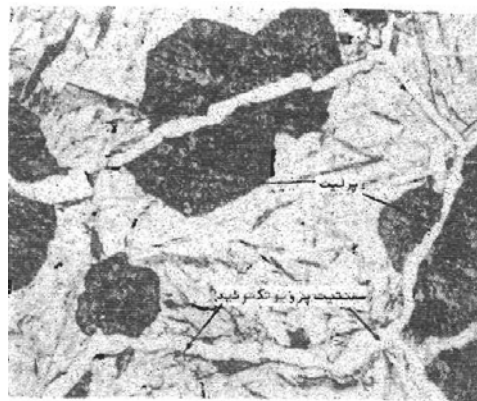
Hypo-eutectoid Composition (0.38 wt% C)



در مواردی که احتیاج به شکل پذیری

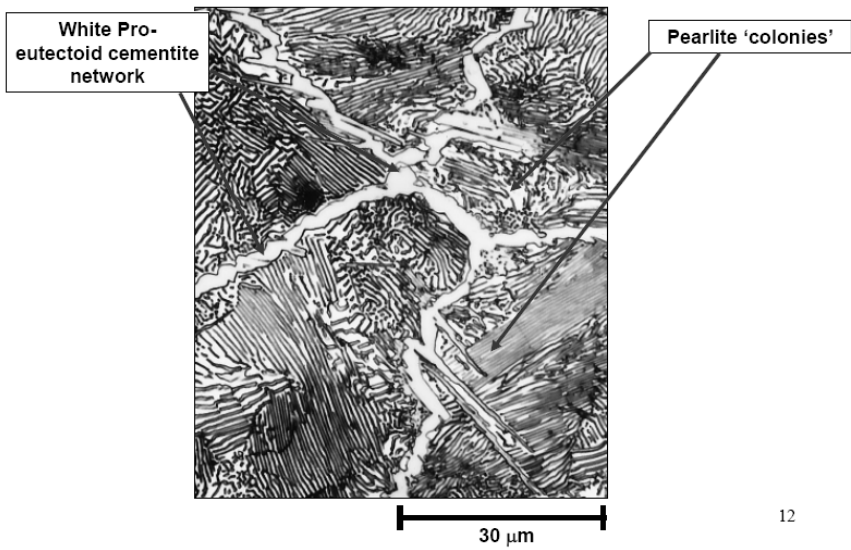
بسیار خوب باشد، به عنوان مثال برای ساخت بعضی از قسمتهای اتومبیل، عمدتاً از فولادهایی استفاده می شود که دارای میکروساختار فریتی باشند، از سوی دیگر، در مواردی که مقاومت به سایش و سختی، بیشترین اهمیت را داشته باشند، به عنوان مثال خطوط راه آهن، از فولادهایی استفاده می شود که میکروساختار آنها عمدتاً پرلیت باشد.

شکل ۲-۱۴ شبکه پیوسته‌ای از سمنتیت پرویوتکتوئید در آلیاژ $Fe-1\%C$ که در دمای $780^{\circ}C$ سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شده است را نشان می دهد. در شکل فوق تعدادی کره‌های پرلیت هم دیده می شوند که همان نواحی سیاه رنگ دایره‌ای شکل اند. مابقی میکروساختار مارتنزیت است که در اثر سریع سرد کردن قطعه از دمای $780^{\circ}C$ سانتیگراد تشکیل شده است.



شکل ۲-۱۴ سمنتیت پرویوتکتوئید (شبکه پیوسته سفیدرنگ) تشکیل شده در مرز دانه‌های استنتیت در فولاد $Fe-1\%C$ که به مدت ۳۰ دقیقه در $780^{\circ}C$ سانتیگراد نگه داشته شده

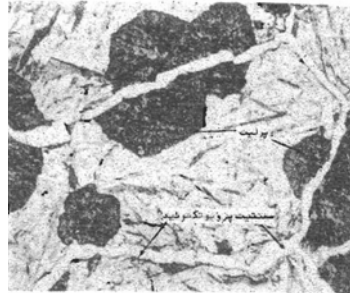
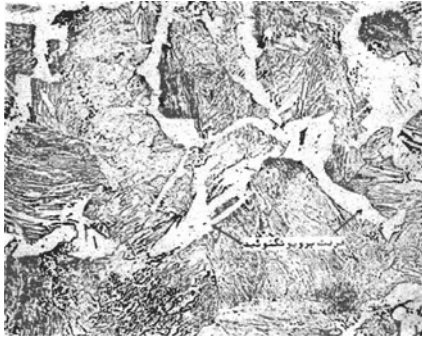
Hyper-eutectoid Composition (1.40 wt% C)



گرچه مقدار سمنتیت پرویوکتوئید تشکیل شده در فولادها همواره بسیار کم است، ولی وجود یک شبکه پیوسته سمنتیت پرویوکتوئید در مرز دانه‌های آستنیت اولیه، شکل‌پذیری و مقاومت به ضربه فولادهای پرکربن را به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌دهد.

تشکیل فازهای پرویوتکتوئید

فازهای پرویوتکتوئید در فولادها به دو طریق ظاهر می‌شوند. نوع اول که در شکل‌های ۲-۱۳ و ۲-۱۴ نشان داده شده‌اند، شامل دانه‌های فریت و یا سمنتیت است که در امتداد مرز دانه‌های آستنیت جوانه زده و رشد می‌کند. شکل دانه‌های فریت و سمنتیت یاد شده تابع موانعی که در سر راه رشد آنها وجود دارد بوده و بنابراین شکل واقعی خود را ندارند، این بلورها به دگرریختهای^۱ مرز دانه‌ای موسوم‌اند.



فصل دوم

35

نوع دوم از فازهای پرویوتکتوئید شامل دانه‌های سوزنی و یا صفحه‌ای شکل بوده که از مرز دانه‌های آستنیت اولیه شروع شده و به داخل دانه‌ها رشد کرده‌اند. شکل ۲-۱۵ فریت پرویوتکتوئید از نوع دوم را نشان می‌دهد. دانه‌های صفحه‌ای و یا سوزنی شکل از این نوع به صفحات یا ساختار ویدمن اشتاتن^۲ موسوم است. کلمه ویدمن اشتاتن از نام دانشمند فرانسوی که برای اولین بار به این ساختار پی برد گرفته شده است. امروزه ویدمن اشتاتن را در رابطه با توضیح و تفسیر هر دانه طویل یا صفحه‌ای شکلی که در امتداد صفحات خاص بلوری دانه اولیه تشکیل شده باشد به کار می‌برند.



شکل ۲-۱۵ تصویر میکروسکوپی فریت پرویوتکتوئید در قالب صفحات ویدمن اشتاتن در فولاد ۰.۴٪C، Fe. محلول حکاکی نایتال، بزرگنمایی × ۲۰۰ [۱].

36

فازهای پرویوتکتوئید از نوع اول معمولاً تحت شرایطی نزدیک به شرایط تعادل تشکیل می‌شوند. به عبارت دیگر، فازهای یاد شده هنگامی تشکیل می‌شوند که فولاد برای مدت زمان طولانی در ناحیه دوفازی نگهداری شده و یا اینکه به آهستگی از گسترده دمایی فوق عبور داده شده و سرد شود. تحت شرایط یاد شده، زمان زیادی جهت نفوذ وجود دارد، ولی نیروی محرکه

ترمودینامیکی نسبتاً کم است. در نتیجه جوانه‌های نسبتاً بزرگ بر روی مرز ذراته‌های آستنیت به صورت ناهمگن تشکیل می‌شوند. این امر باعث می‌شود که مقداری از مرز ذراته‌های آستنیت حذف شود و بنابراین افزایش انرژی فصل مشترک ناشی از به وجود آمدن فاز جدید به حداقل خود برسد.

به وجود آمدن جوانه‌های فاز پرویوتکتوئید در داخل ذراته‌های آستنیت امکانپذیر نیست؛ زیرا در این حالت، تمامی فصل مشترک فاز جدید - قدیم باید به وجود آید.

برخلاف

فازهای پرویوتکتوئید نوع اول که تحت شرایط تعادلی به وجود می‌آیند، صفحات ویدمن اشتاتن هنگامی به وجود می‌آیند که فولاد سریعتر از حالت تعادلی سرد شود و یا اینکه تحت تبرید قابل ملاحظه‌ای نسبت به A_{cm} و یا A_{r} وجود داشته باشد. بنابراین، در حالی که نفوذ کاهش می‌یابد، نیروی محرکه برای تشکیل فاز پرویوتکتوئید افزایش خواهد یافت.

تشکیل پرلیت در فولادهای حاوی عناصر آلیاژی

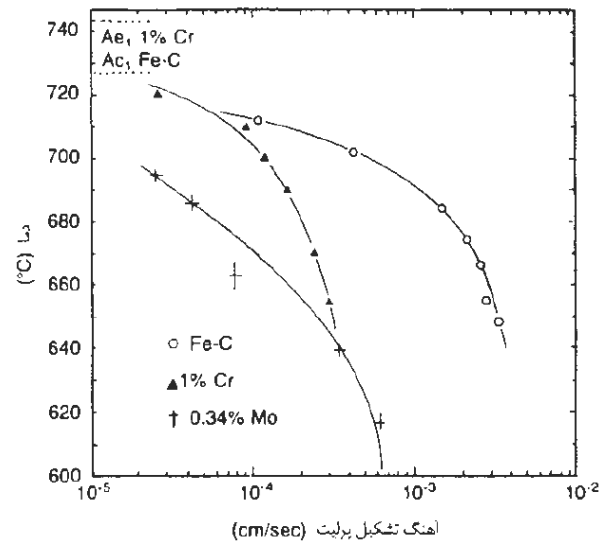
در رابطه با تشکیل پرلیت در فولادهای حاوی عناصر آلیاژی اثرات این عناصر نیز باید در نظر گرفته شود. گفته شده است که منگنز و نیکل بین فریت و سمیتیت توزیع نمی‌شوند و بنابراین تشکیل پرلیت در فولادهای Fe-C-Mn و Fe-C-Ni عمدتاً بستگی به نفوذ حجمی کربن در آستنیت دارد.

هرگونه کاهش در آهنگ رشد پرلیت در این فولادها ناشی از اثرات منگنز و نیکل بر روی نفوذ کربن در آستنیت است.

لیکن، کرم و مولیبدن که عناصر کاربیدساز قوی هستند با

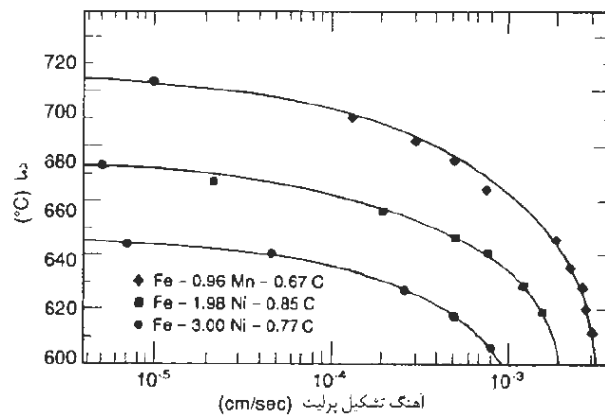
نفوذ از طریق وجه مشترکها به لایه‌های کاربید ملحق می‌شوند. بنابراین، در فولادهای Fe-C-Cr و Fe-C-Mo به خاطر نیاز به نفوذ عناصر کرم و مولیبدن (که یک فرایند نفوذ آهسته‌ای است) آهنگ رشد پرلیت کاهش می‌یابد. آهنگ نفوذ عناصر جانشینی نظیر کرم و مولیبدن به مراتب کندتر از آهنگ نفوذ عناصر بین‌نشینی نظیر کربن است. این امر به خاطر اندازه اتمی متفاوت آنهاست.

تمامی عناصر آلیاژی آهنگ رشد پرلیت را کاهش می دهند.



شکل ۱۷-۲ آهنگ تشکیل پرلیت برحسب تابعی از دما برای آلیاژ ۰.۸۱C / Fe-% و فولاد یوتکتوئید حاوی کرم و مولیبدن [۱].

41



شکل ۱۸-۲ آهنگ تشکیل پرلیت برحسب تابعی از دما برای فولادهای یوتکتوئیدی حاوی نیکل و منگنز

فصل دوم

42

تمامی عناصر آلیاژی آهن‌گ‌ رشد پرلیت را کاهش می‌دهند. این

اثر در مواقعی که هدف دست‌یابی به میکروساختارهایی بجز پرلیت باشد (مثلاً به هنگام سخت کردن فولاد) بسیار مفید است. اثرات عملی و کاربردی عناصر آلیاژی در به تأخیر انداختن یا کند کردن تشکیل پرلیت در فولادها، اساس بحث سختی‌پذیری است

پایان فصل دوم

فصل سوم

مارتنزیت و بینیت

بینیت



دگرگونی پرلیتی که مستلزم نفوذ است در دماهایی نسبتاً بالا انجام می‌شود

دگرگونی مارتنزیتی^۱ که در دماهایی به مراتب پایینتر از دمای تشکیل پرلیت انجام می‌شود و بنابراین نفوذ در آن نقشی ندارد

با توجه به

این نکته که دگرگونی مارتنزیتی بدون نفوذ یا جابه‌جایی انفرادی اتمها بوده و بنابراین نیاز به فعالیت حرارتی ندارد، گفته می‌شود که این دگرگونی از نوع برشی^۱ است و به کمک جابه‌جایی گروهی اتمها انجام می‌شود.

از جمله مشخصه‌های دیگر دگرگونی مارتنزیتی خصوصیات شبکه

بلوری و میکروساختار ریز و سوزنی شکل آن است. تشکیل مارتنزیت، مستلزم سریع سرد کردن و بنابراین متوقف کردن دگرگونی نفوذی است. البته شرایط دقیق سرد کردن که در یک فولاد مشخص منجر به تشکیل مارتنزیت می‌شود بستگی به درصد کربن، عناصر آلیاژی و اندازه

دانه‌های آستنیت دارد.

مارتنزیت و دگرگونی مارتنزیتی

واژه مارتنزیت که برای مدت‌ها فقط به ساختار سخت حاصل از سریع سرد کردن فولادهای کربنی اطلاق می‌شد برای قدردانی از دانشمند معروف متالورژ آلمانی به نام مارتنز⁴ است.

در به کار بردن واژه مارتنزیت، اخیراً به جای محصولات حاصل، تأکید بیشتر بر روی طبیعت دگرگونی گذاشته شده است.

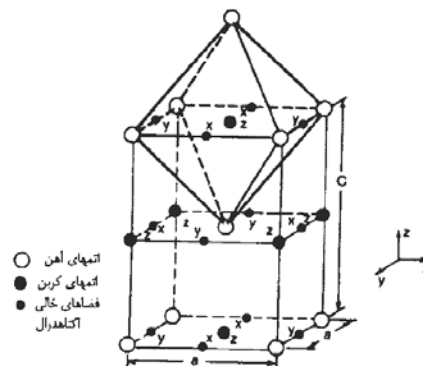
دگرگونی مارتنزیتی، همچنین در سیستمهای آلیاژی فلزات غیرآهنی نظیر Au-Cd ، Cu-Al و در اکسیدها نظیر SiO_2 و ZrO_2 وجود دارد.

بنابراین، مارتنزیت فازی است که توسط یک دگرگونی مارتنزیتی یا جابه‌جایی گروهی اتمها حاصل می‌شود، گرچه ممکن است فاز یاد شده ترکیب شیمیایی، ساختار بلوری و خواص کاملاً متفاوتی از مارتنزیت در فولادها داشته باشد.

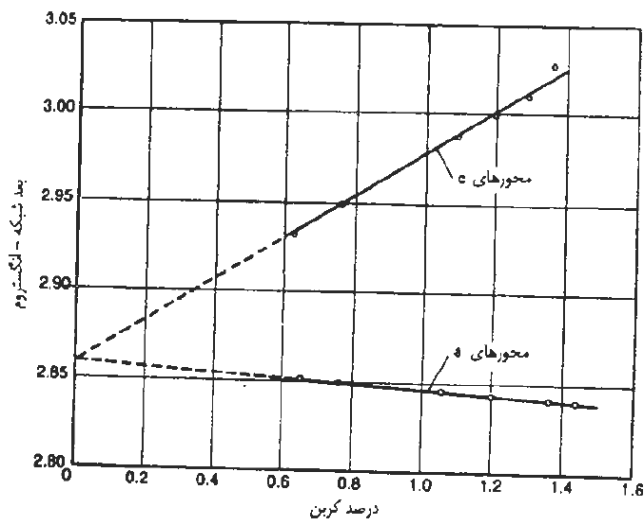
در آلیاژهای آهن-کربن و فولادها، مارتنزیت از سرد کردن سریع آستنیت به وجود می‌آید. از آنجایی که دگرگونی آستنیت به مارتنزیت بدون نفوذ انجام می‌شود، بستگی به ترکیب شیمیایی آلیاژ، تا ۲ درصد کربن، مارتنزیت دقیقاً همان ترکیب شیمیایی آستنیت اولیه را دارد

در اینجا برخلاف تشکیل پرلیت، اتمهای کربن بین دو فاز فیریت و سیمنتیت توزیع نخواهند شد، بلکه در فضاهای هشت‌وجهی شبکه bcc محبوس شده و فاز جدید مارتنزیت را به وجود می‌آورند.

با تشکیل مارتنزیت، کربن محلول در شبکه bcc به مقدار زیادی افزایش می‌یابد. با افزایش درصد کربن محلول در شبکه، جاهای خالی بیشتری از شبکه توسط کربن اشغال می‌شود، در نتیجه شبکه بلوری از bcc به سمت bct^۲ میل می‌کند که در آن پارامتر c شبکه بزرگتر از دو پارامتر دیگر a است (شکل ۱-۳). نسبت $\frac{c}{a}$ که به تراگونالیتته^۳ شبکه موسوم است با افزایش درصد کربن آلیاژ افزایش می‌یابد (شکل ۲-۳).



شکل ۱-۳ شبکه بلوری مکعب مستطیل (bct) مارتنزیت در آلیاژهای آهن-کربن. اتمهای کربن در یک سری از فضاهای هشت‌وجهی بر روی محور Z محبوس شده، در حالی که فضاهای هشت‌وجهی محورهای X و Y اشغال نشده‌اند [۱].



شکل ۳-۲ اثر درصد کربن در فولاد کربنی ساده بر روی اندازه پارامترهای C و D مارتنزیت

فصل سوم

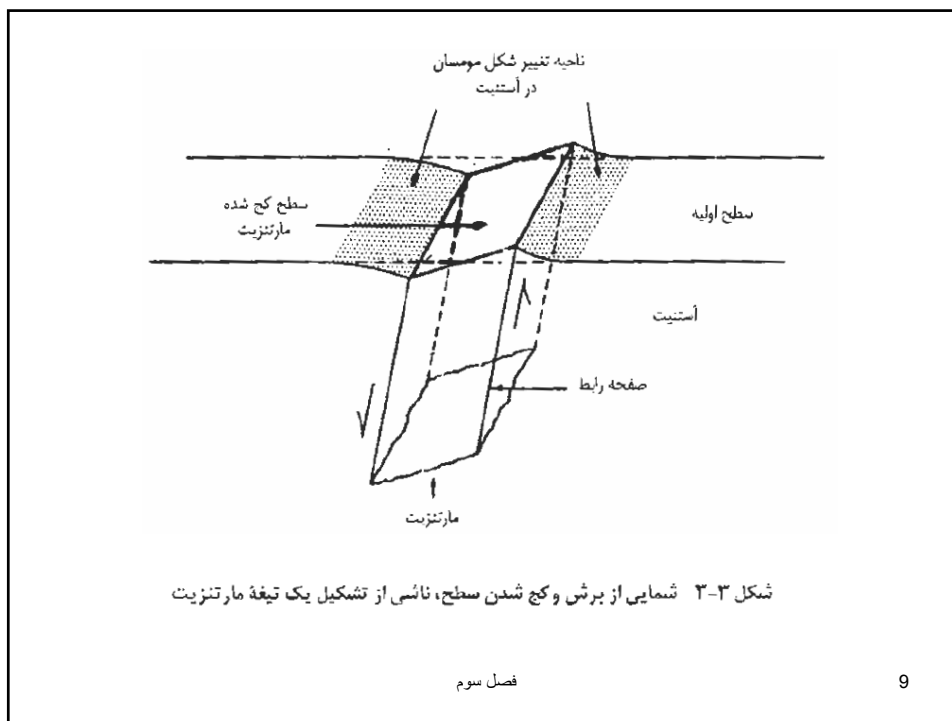
7

از آنجایی که در تشکیل مارتنزیت نفوذ نقشی ندارد، مارتنزیت فازی ناپایدار است. اگر مارتنزیت تا دمایی حرارت داده شود که اتمهای کربن قدرت تحرک کافی جهت نفوذ پیداکنند، از فضاهای خالی هشت وجهی خارج شده و تشکیل سمنتیت می دهند. در نتیجه شبکه بلوری مارتنزیت از حالت مکعب مستطیلی خارج شده و فازهای تعادلی موجود در نمودار تعادلی آهن - کربن، یعنی سمنتیت و فریت به وجود می آیند. تجزیه مارتنزیت به ساختارهای دیگر در اثر حرارت دادن که به بازپخت موسوم است در فصل هشتم بررسی خواهد شد.

مارتنزیت توسط یک مکانیزم برشی به وجود می آید. در این مکانیزم، جهت انجام دگرگونی، اتمهای زیادی با همدیگر و به طور همزمان جابه جا می شوند. این جابه جایی گروهی اتمها، کاملاً متفاوت از جابه جایی انفرادی آنها (نفوذ) و حرکت در فصل مشترک، از فاز قدیم به فاز جدید است.

فصل سوم

8

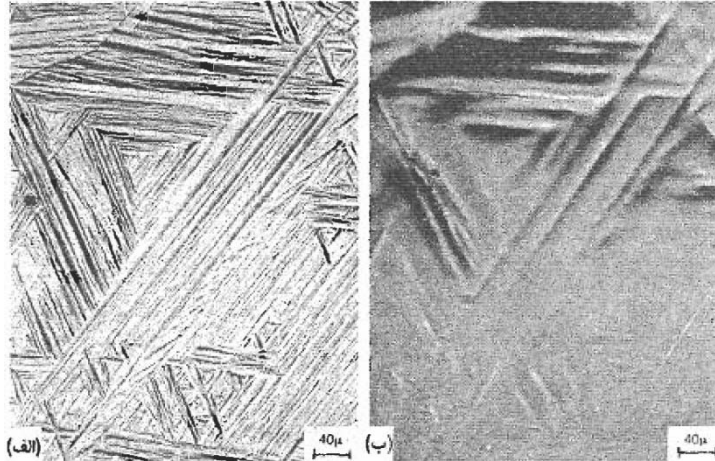


همچنین شکل ۳-۳ نشان می‌دهد که تشکیل مارتنزیت، همواره همراه با مقدار قابل ملاحظه‌ای تغییر شکل مومسان در فاز آستنیت مادر است. تنش یا نیروی عکس‌العمل حاصل از تغییر شکل مومسان آستنیت بر روی پلور مارتنزیت، رشد پلور مارتنزیتی را محدود کرده و ادامه دگرگونی (تشکیل مارتنزیت) فقط با جوانه‌زنی بلورهای جدید مارتنزیتی امکانپذیر است. اگر فاز آستنیت نتواند تغییر شکلهای مومسان حاصل از برشهای مارتنزیت را تحمل کند، در فصل مشترکهای مارتنزیت - آستنیت مادر جدایش یا ترک خوردگی ایجاد می‌شود.

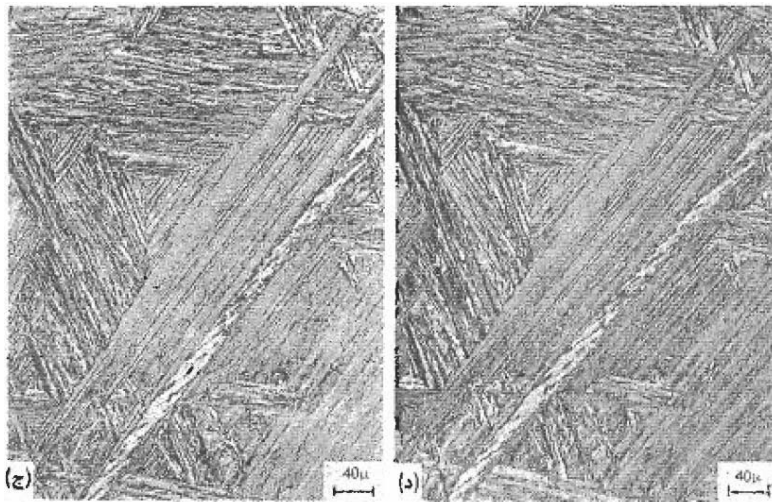
خوشبختانه، در فولادها فاز آستنیت از انعطاف پذیری کافی جهت تحمل تغییر شکل مومسان ناشی از تشکیل مارتنزیت برخوردار است.

فصل سوم 10

صفحاتی از بلورهای آستنیت که بلورهای مارتنزیت ترجیحاً بر روی آنها تشکیل می‌شوند، به صفحات رابط^۱ موسوم‌اند (شکل ۳-۳). با تغییر ترکیب شیمیایی فولاد، صفحات رابط نیز تغییر می‌کنند.



شکل ۳-۲ کج شدن سطح و اثر آن بر روی میکروساختار مارتنزیت در فولاد ۰.۲C-۰.۰۱Fe. (الف) کج شدن سطح بعد از سریع سرد شدن، (ب) ناحیه نشان داده شده در تصویر (الف) که به طور جزئی پولیش شده، 11



(ج) ناحیه نشان داده شده در (ب) پس از حکاکی کردن، و (د) همان ناحیه پس از پولیش کامل جهت برطرف کردن برجستگیها و حکاکی مجدد. محلول حکاکی نایتال [۱].

فصل سوم

12

در شرایط سه‌بعدی، بلورهای مارتنزیت
به شکل لایه‌ای^۱ یا بشقابی^۲ با فصل مشترک صاف و مسطح وجود دارند

بنابراین،

شکل سوزنی بلورهای مارتنزیت که بر روی نمونه‌های پولیش و حکاکی شده ظاهر می‌شود،
سطح مقطعی از یک لایه یا بشقاب مارتنزیتی است.

سینتیک تشکیل مارتنزیت

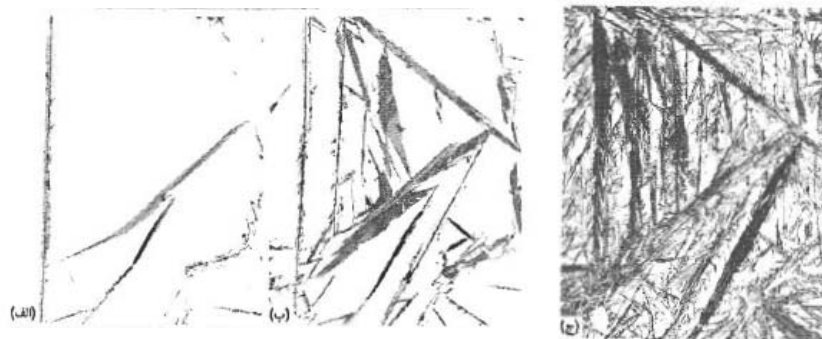
در بیشتر فولادها تشکیل مارتنزیت از آستنیت در ضمن کاهش دما به طور پیوسته انجام
می‌شود. این نوع دگرگونیها که احتیاج به فعالیت حرارتی و جابه‌جایی انفرادی اتمها ندارند به

۳- Athermal

دگرگونیهای اترمال^۳ موسوم‌هاند.

این نامگذاری به منظور متمایز ساختن دگرگونیهای یاد شده از
دگرگونیهای است که توسط نفوذ اتمها انجام می‌شوند و بنابراین نیاز به فعالیت حرارتی دارند.

به عنوان مثال، اگر آستنیت در دمایی ثابت در زیر خط A_1 نگهداری شود، پرلیت به طور پیوسته و به صورت تابعی از زمان تشکیل می‌شود. از طرف دیگر، درصد مارتنزیت تشکیل شده تابعی از مقدار تحت تبرید آستنیت نسبت به خط A_1 است. به بیان دیگر، اگر آستنیت خیلی سریع تا دمایی در زیر دمای تشکیل مارتنزیت سرد شود، مارتنزیت بلافاصله تشکیل می‌شود. حال اگر، قبل از اینکه تمامی آستنیت به مارتنزیت تبدیل شود، سرد کردن متوقف شود، تشکیل مارتنزیت نیز متوقف می‌شود و ادامه تشکیل مارتنزیت فقط در صورتی امکانپذیر است که دما کاهش یابد.



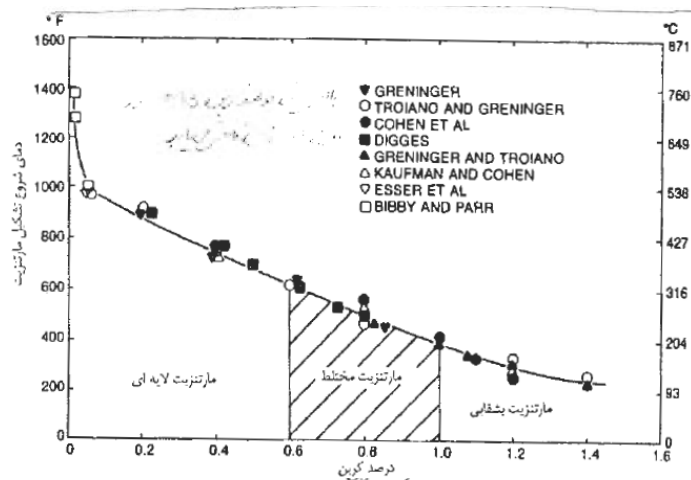
شکل ۳-۵ پیشرفت دگرگونی اترمال مارتنزیتی در آلیاژ $Fe-1\%C$ پس از سرد کردن تا (الف) ۲۴ درجه سانتیگراد، (ب) ۶۰- درجه سانتیگراد و (ج) ۱۰۰- درجه سانتیگراد، محلول حکاکی نایتال، بزرگنمایی $\times 500$ [۱].

مشخص است که در هر دما، مقدار مشخصی مارتنزیت تشکیل می‌شود و ادامه تشکیل مارتنزیت مستلزم تحت تبرید بیشتر است.

دمایی که در یک آلیاژ، دگرگونی آستنیت به مارتنزیت شروع می‌شود را دمای شروع تشکیل مارتنزیت نامیده و آن را با M_s نشان می‌دهند. در حقیقت، M_s منعکس کننده مقدار نیروی محرکه ترمودینامیکی لازم برای شروع دگرگونی برشی آستنیت به مارتنزیت است.

۱- Martensite start

در فولادهای کربنی و آلیاژهای آهن-کربن با افزایش درصد کربن، دمای M_s به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد.



شکل ۳-۶ دمای شروع تشکیل مارتنزیت (M_s) برحسب درصد کربن فولاد، گستره ترکیب شیمیایی برای مارتنزیت‌های لایه‌ای و بشقابی در آلیاژهای آهن-کربن نیز نشان داده شده است [۱].

در حقیقت، کربن موجود به صورت محلول جامد،

استحکام یا مقاومت برشی آستنیت را افزایش داده و بنابراین با افزایش کربن نیروی محرکه بیشتری جهت شروع لغزش برای تشکیل مارتنزیت لازم است. این نیروی محرکه بیشتر، با سرد کردن فولاد تا دمایی پایینتر و یا به عبارت دیگر تحت تبرید بیشتر (M_s کمتر) به دست می آید.

دمای پایان تشکیل مارتنزیت (M_f) یا دمایی که دگرگونی آستنیت به مارتنزیت در یک آلیاژ داده شده خاتمه می یابد نیز تابعی از درصد کربن آلیاژ است.

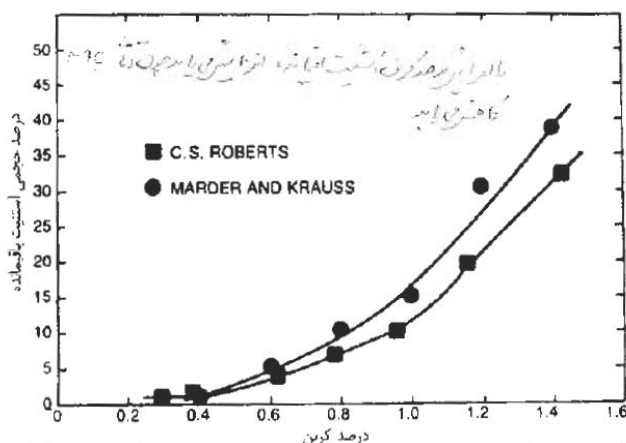
دمای M_f آلیاژهایی که بیشتر از ۰/۳ درصد کربن دارند، زیر

دمای اتاق است. بنابراین در دمای اتاق و مخصوصاً در رابطه با فولادهای پرکربن، همواره مقدار

قابل ملاحظه‌ای آستنیت تبدیل نشده همراه مارتنزیت وجود دارد.

مقدار آستنیت باقیمانده که به کمک پراش پرتوی ایکس^۲ اندازه گیری شده

است، می تواند در دمای اتاق به ۳۰ تا ۴۰ درصد در فولادهای آهن - کربن شامل ۱/۴ تا ۱/۴ درصد کربن برسد.



شکل ۳-۷ آستنیت باقیمانده برحسب درصد کربن فولاد در آلیاژهای آهن - کربن [۱].

در دمای اتاق، حتی در فولادهایی که دارای ۰/۳ تا ۰/۴ درصد کربن باشند مقدار بسیار کمی آستنیت باقی می‌ماند. برای هر درصد کربن و دمای داده شده، عناصر آلیاژی که باعث پایداری آستنیت می‌شوند مقدار آستنیت باقیمانده را افزایش می‌دهند.

عناصر آلیاژی بر روی دمای M_s فولادها نیز اثر می‌گذارند.

به طور کلی تمامی عناصر آلیاژی بجز کبالت، دمای M_s را کاهش می‌دهند.

جدول ۱-۳ لیست فرمولهایی که می‌توان با استفاده از آنها دمای M_s یک فولاد را با توجه به ترکیب شیمیایی آن مشخص کرد [۱].

شماره	تاریخ	رابطه
۱	۱۹۴۴	$M_s(^{\circ}F) = 930 - 570C - 60Mn - 50Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo - 20W$
۲	۱۹۴۴	$M_s(^{\circ}F) = 925 \times (1 - 0/620C)(1 - 0/033Si)(1 - 0/045Ni)$ $(1 - 0/070Cr)(1 - 0/029Mo)(1 - 0/018W)(1 + 0/120Co)$
۳	۱۹۴۶	$M_s(^{\circ}F) = 930 - 600C - 60Mn - 50Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo - 20W$
۴	۱۹۴۶	$M_s(^{\circ}F) = 1000 - 650C - 70Mn - 70Cr - 35Mn - 50Mo$
۵	۱۹۴۶	$M_s(^{\circ}F) = 930 - 540C - 60Mn - 40Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo$
۶	۱۹۵۶	$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo$
۷	۱۹۶۵	$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30/4Mn - 12/1Cr - 17/7Ni - 7/5Mo$
۸	۱۹۶۵	$M_s(^{\circ}C) = 512 - 453C - 16/9Ni + 15Cr - 9/5Mo$ $+ 217(C)^2 - 71/5(C)(Mn) - 67/6(C)(Cr)$

با داشتن M_s یک فولاد، مقدار مارتنزیت تشکیل شده در دگرگونی اترمال که فقط تابعی از میزان تحت تبرید در زیر دمای M_s است را می‌توان مشخص کرد. برای توضیح سینتیک دگرگونی اترمال تشکیل مارتنزیت، دو رابطه به صورت زیر ارائه شده‌اند:

$$f = 1 - 6.96 \times 10^{-15} (455 - \Delta T)^{5.37}$$

$$f = 1 - \exp[-(1/10 \times 10^{-2} \Delta T)]$$

که در اینجا؛ f تابع حجمی مارتنزیت و ΔT مقدار تحت تبرید در زیر دمای M_s است.

رابطه

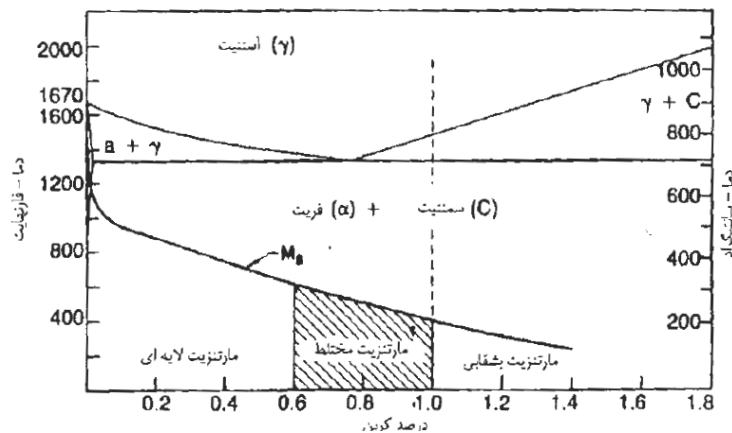
اول برای فولادهای کربنی ساده با ۱/۱ درصد کربن و رابطه دوم برای آلیاژهای آهن-کربن شامل ۰/۳۷ تا ۱/۱ درصد کربن ارائه شده است.

فصل سوم

23

شکلهای مختلف مارتنزیت در فولادها

در فولادهای کربنی عملیات حرارتی پذیر، مارتنزیت به دو شکل عمده یکی لایه‌ای^۱ و دیگری بشقابی^۲ دیده می‌شود.



شکل ۳-۹ گستره تشکیل مارتنزیت لایه‌ای و بشقابی در آلیاژهای آهن-کربن

24

تقسیم‌بندی

مارتنزیت به دو نوع لایه‌ای و بشقابی شکل، براساس شکل واحدهای منفرد مارتنزیتی در ساختار آنهاست. واژه لایه‌ای برای توصیف مارتنزیت تشکیل شده در فولادهای کم کربن و یا کربن متوسط است، در حالی که واژه بشقابی توصیف کننده شکل مارتنزیت تشکیل شده در فولادهای پرکربن است.

بنابراین واژه‌های لایه و بشقاب به شکل سه‌بعدی بلورهای منفرد مارتنزیت مربوط می‌شود.

در زیر میکروسکوپ ساختار مارتنزیت به صورت سوزنی شکل

دیده می‌شود. در حقیقت سوزنهای یاد شده مقاطع لایه‌ها و بشقابهای مارتنزیتی با صفحه پولیش است که پس از پولیش و حکاکی ظاهر می‌شوند.

واحدهای تشکیل دهنده مارتنزیت بشقابی شکل، از نظر اندازه و ابعاد، کاملاً در گستره تشخیص میکروسکوپ نوری قرار دارند. اغلب آستنیت باقیمانده که در آلیاژهای پرکربن همراه با مارتنزیت وجود دارد در بهتر نمایان شدن بشقابهای مارتنزیتی در زیر میکروسکوپ نوری مؤثر است.

از طرف دیگر هم چنانکه نشان داده خواهد شد، بسیاری از واحدهای تشکیل دهنده

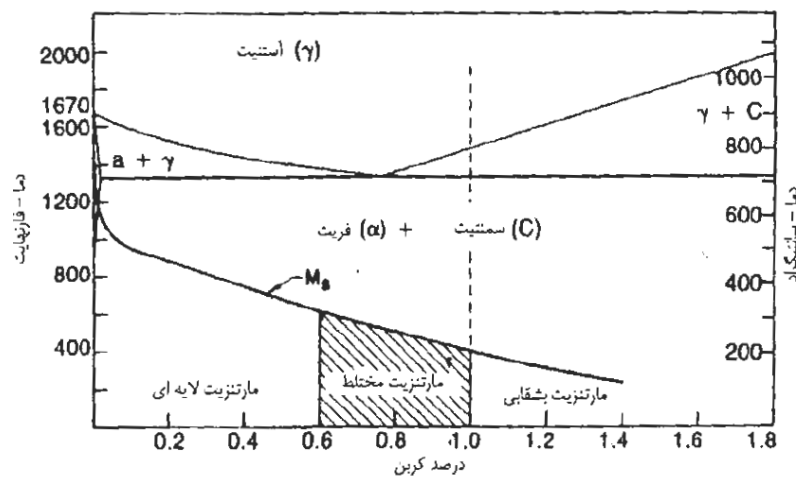
مارتنزیت لایه‌ای شکل از نظر اندازه و ابعاد در گستره تشخیص میکروسکوپ نوری نیستند. از طرفی، توزیع آستنیت باقیمانده موجود نیز در این حالت ریزتر از آن است که توسط میکروسکوپ نوری تشخیص داده شود. از این رو، تا قبل از اختراع میکروسکوپهای الکترونی، مارتنزیت بشقابی که به آسانی توسط میکروسکوپهای نوری قابل تشخیص بود بیشترین اهمیت را در زمینه عملیات حرارتی داشت.

گرچه مارتنزیت بشقابی در بعضی از کاربردهای عملیات

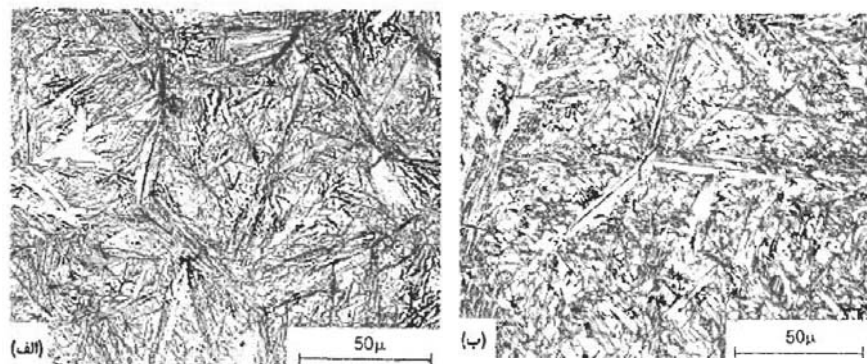
حرارتی، نظیر ساختار لایه کربن داده شده^۱ در فولادهای سمانتاسیون اهمیت زیادی دارد، ولی بیشتر فولادهایی که قابلیت سختی پذیری دارند دارای درصد کربن کم یا متوسط بوده و بنابراین میکروساختار آنها شامل مارتنزیت لایه‌ای است.

مارتنزیت بشقابی

مارتنزیت بشقابی شکل در فولادهای پرکربن (شکل ۳-۹) و همچنین آلیاژهای آهنی دیگر (به عنوان مثال، $Fe-0.33/5Ni$) به وجود می‌آید.



میکروساختار یباده شده از تیغه‌های درشت و سوزنی شکل مارتزیت که اغلب توسط مقدار زیادی آستنیت باقیمانده احاطه شده‌اند، تشکیل شده است



شکل ۳-۱۰ مارتزیت بشقابی (سوزنهای تیره‌رنگ) و آستنیت باقیمانده، (نواحی سفیدرنگ) در آلیاژ $Fe-1.22C$ و (ب) آلیاژ $Fe-1.4C$. میکروساختار نوری [۱].
فصل سوم

29

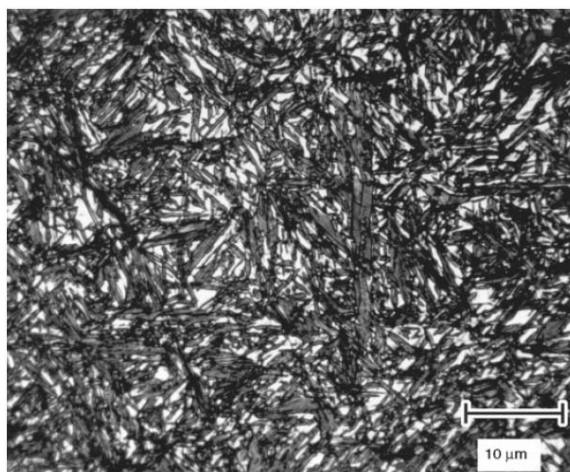


Fig. 20 Microstructure of water-quenched UNS G10800 steel showing plate martensite. The light regions between the martensite plates are retained austenite. 10% sodium metabisulfite etch. Original magnification 1000×

فصل سوم

30

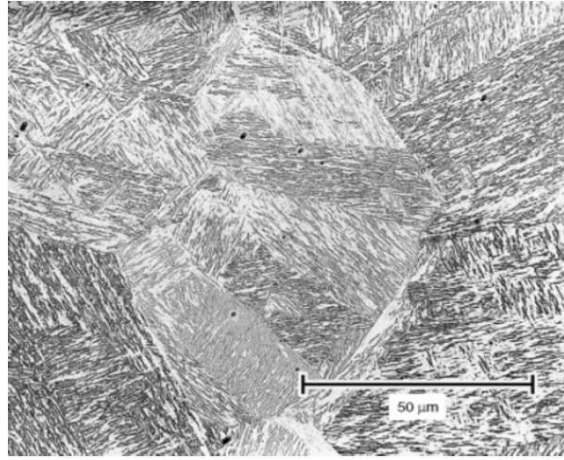


Fig. 19 Microstructure of water-quenched low-alloy steel showing lath martensite. 2% nital etch. Original magnification 500×

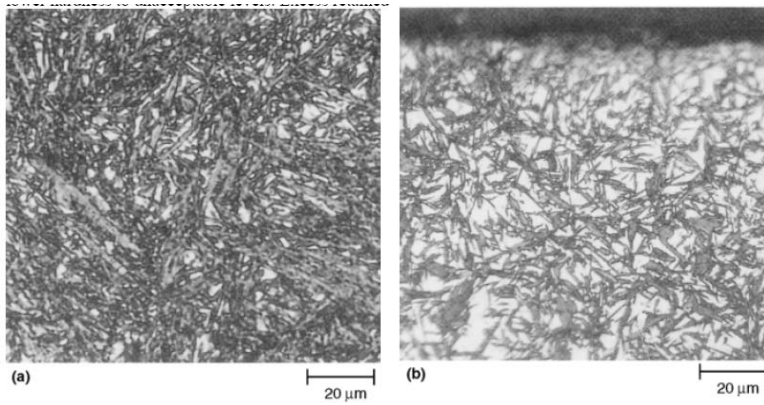
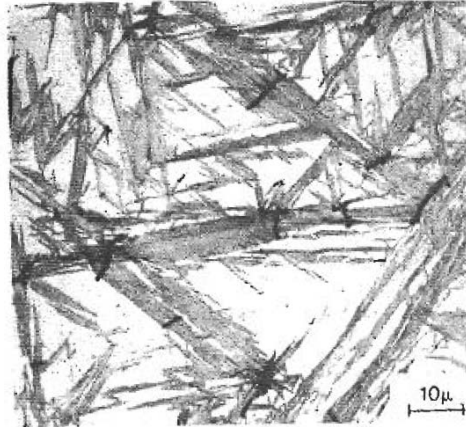


Fig. 15 Retained austenite (light) and martensite in the surface of carburized and hardened nickel-chromium steel. (a) ~15% austenite. (b) ~40% austenite. Both 550×

یک نتیجه بسیار مهم ناشی از تشکیل تیغه‌های مقاطع مارتنزیتی در آلیاژهای آهن-کربن، عبارت از ایجاد ترکهای مویی در اثر برخورد تیغه‌های یاد شده با یکدیگر است. شکل ۱۱-۳ مثالی از این نوع ترکها را نشان می‌دهد.



شکل ۱۱-۳ ترکهای مویی در مارتنزیت بشقابی مربوط به فولاد Fe-۱/۴C
فصل سوم

33

ترکهای مویی تمایل دارند که در بزرگترین تیغه‌های

مارتنزیت تشکیل شوند. بنابراین در فولادهای ریزدانه، از آنجایی که تیغه‌های مارتنزیت ظریفتر هستند، امکان تشکیل ترکهای مویی کاهش می‌یابد. همچنین در فولادهای کم‌کربن (مارتنزیت لایه‌ای شکل) از آنجایی که اندازه واحدهای منفرد مارتنزیت کاهش می‌یابد، امکان برخورد آنها با یکدیگر و در نتیجه ایجاد ترکهای مویی حذف می‌شود.

مارتنزیت بشقابی در فولادهای

پرکربن نسبتاً شکننده و حساس نسبت به ترکهای مویی است. در آلیاژهای آهن - نیکل، مارتنزیت از انعطاف پذیری بیشتری برخوردار است، از این رو تلاقی و برخورد واحدهای منفرد مارتنزیتی با یکدیگر منجر به شکسته شدن آنها و یا ایجاد ترکهای مویی در آنها نخواهد شد.

فصل سوم

34

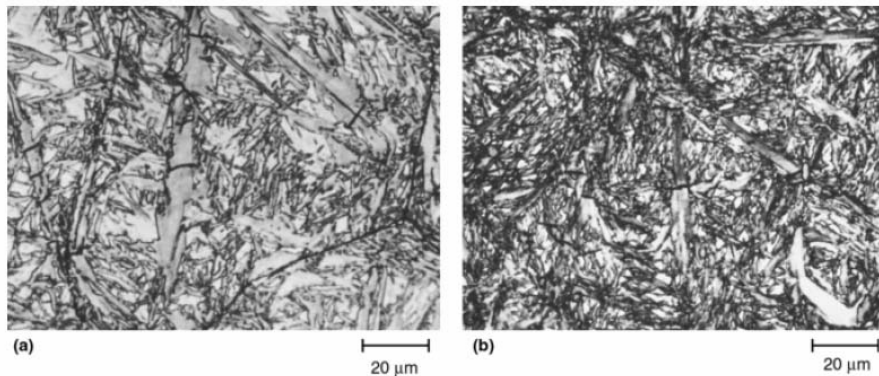
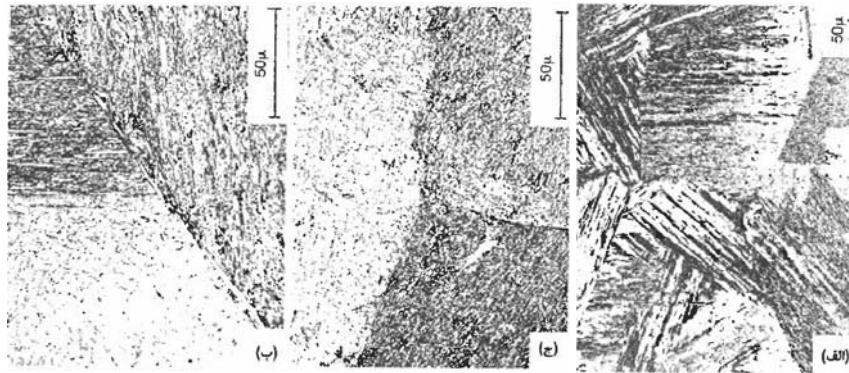


Fig. 16 Plate martensite with microcracks in a matrix of retained austenite. Type 3310H steel, gas carburized 12 h at 925 °C (1700 °F), furnace cooled to 535 °C (1000 °F), and air cooled. (a) 4% picral etch with 0.01% HCl. (b) More heavily etched specimen improves contrast of details in the structure, but the microcracks in the martensite plates have been obscured by the darker etch. 4% picral etch with 0.01% HCl. Both 500×

مارتنزیت لایه‌ای شکل

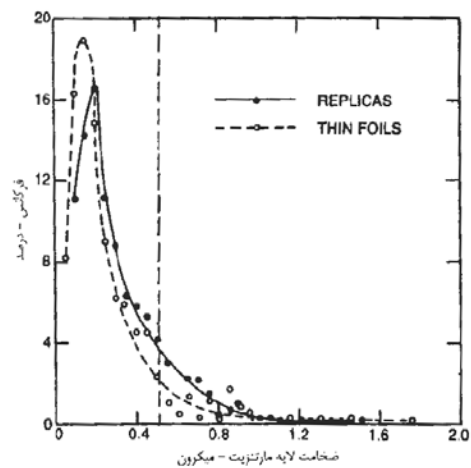
یکی از مشخصه‌های مهم میکروساختار مارتنزیت لایه‌ای شکل، موازی قرار گرفتن تعداد زیادی لایه مارتنزیتی در نواحی وسیعی از دانه‌های آستنیت اولیه است. هرکدام از نواحی یاد شده که از یک سری صفحات موازی تشکیل شده‌اند، به بسته مارتنزیت موسوم است. با کاهش درصد کربن فولاد، تمایل به تشکیل بسته‌های مارتنزیت افزایش می‌یابد.



شکل ۳-۱۲ میکروساختار مارتنزیت لایه‌ای در فولادهای (الف) $Fe-0.2\%C$ ، (ب) $Fe-0.4\%C$ و (ج) $Fe-0.6\%C$ تصویر میکروسکوپی نوری [۱].

مطالعات نشان

داده‌اند که با کاهش درصد کربن ابعاد لایه‌های مارتنزیت کاهش می‌یابد، به طوری که در مارتنزیت $Fe-0.2\%C$ ضخامت بیشتر لایه‌ها کمتر از حد تشخیص میکروسکوپ نوری (۰/۵ میکرون) است



شکل ۳-۱۳ توزیع ضخامت لایه‌های مارتنزیت در فولاد $Fe-0.2\%C$. خط عمودی مشخص کننده حد تشخیص میکروسکوپ نوری است [۱].

مخلوط مارتنزیت‌های بشقابی و لایه‌ای (مارتنزیت مختلط)

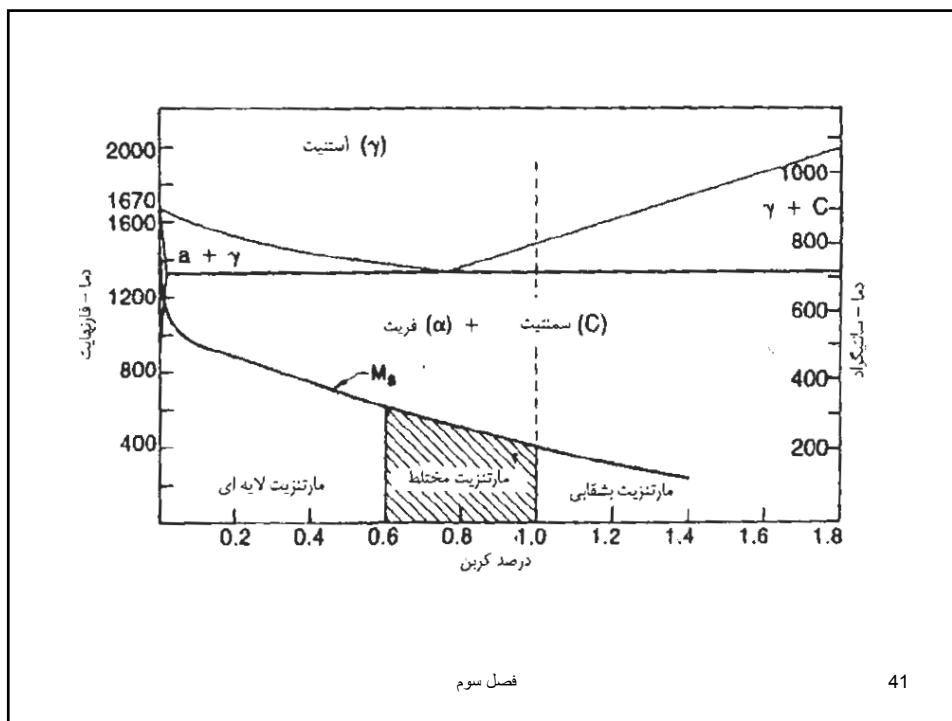
در آلیاژهای آهن-کربن با ۰/۶ تا ۱ درصد کربن، هر دو نوع مارتنزیت لایه‌ای و بشقابی در جوار یکدیگر به وجود می‌آیند. در گستره فوق، با افزایش درصد کربن احتمال تشکیل مارتنزیت بشقابی افزایش می‌یابد.

همچنین، با

افزایش درصد کربن، واحدهای منفرد مارتنزیتی تشکیل شده نیز درشت‌تر می‌شوند. از طرف دیگر، مقدار مارتنزیت لایه‌ای شکل کاهش خواهد یافت.

گزارش شده است که پارامتر تعیین

کننده نوع مارتنزیت، دمای تشکیل آن است. بدین صورت که اگر دمای M_s زیر یک دمای بحرانی باشد، مارتنزیت حاصل عمدتاً از نوع بشقابی است، در غیر این صورت، مارتنزیت لایه‌ای شکل به وجود می‌آید. از آنجایی که دمای M_s یک فولاد توسط درصد کربن آن کنترل می‌شود (شکل ۳-۹)، بنابراین می‌توان گفت که نوع مارتنزیت نیز توسط درصد کربن مشخص می‌شود. از این رو، بر اساس درصد کربن فولاد (از ۰/۶ تا ۱ درصد) یک گستره دمایی برای تشکیل مخلوط مارتنزیت بشقابی و لایه‌ای شکل (مارتنزیت مختلط) وجود دارد. برای فولادهای کربنی ساده گستره دمایی فوق تقریباً بین ۲۰۰ تا ۳۲۰ درجه سانتیگراد است.



41

بینیت و دگرگونی بینیتی

بینیت در فولادها در گستره دمایی بین پایینترین دمای تشکیل پرلیت (P_f) و بالاترین دمای تشکیل مارتنزیت (M_s) تشکیل می‌شود.

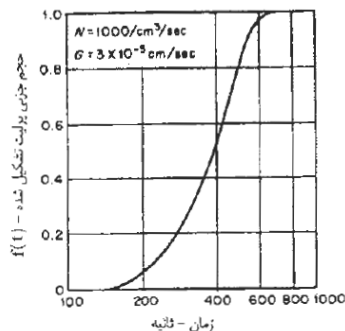
از جمله مشخصه‌های عمده دگرگونی بینیتی که مطالعه آن را مشکل نموده طبیعت دوگانه آن است. بدین صورت که دگرگونی بینیتی از بعضی جنبه‌ها شبیه به دگرگونی پرلیتی و از برخی جنبه‌ها مشابه دگرگونی مارتنزیتی است.

همانند پرلیت، محصول دگرگونی بینیتی که بینیت نام دارد یک فاز نیست بلکه مخلوطی از دو فاز فریت و سمنتیت است. بنابراین، دگرگونی بینیتی نیاز به تغییر ترکیب شیمیایی دارد و در نتیجه برای انجام آن نفوذ کربن لازم است. از این رو دگرگونی بینیتی از دگرگونی مارتنزیتی کاملاً متمایز می‌شود.

فصل سوم

42

تغییر ترکیب شیمیایی که در ضمن دگرگونی بینیتی انجام می‌شود شامل عناصر آلیازی جانشینی که ممکن است در فولادها وجود داشته باشد، نمی‌شود. به بیان دیگر، توزیع عناصر یاد شده در ضمن تشکیل بینیت تغییر نمی‌کند. بنابراین، می‌توان گفت که درصد عناصر آلیازی یاد شده در فازهای فریت و سمنتیت ثابت و برابر همان ترکیب شیمیایی اولیه آستنیت است. همچنین، تشکیل بینیت احتیاج به زمان دارد و در یک دمای ثابت، چگونگی تغییرات درصد بینیت حاصل از آستنیت برحسب زمان مشابه تشکیل پرلیت است (شکل ۲-۱۰).



شکل ۲-۱۰ حجم جزئی پرلیت تشکیل شده برحسب زمان، منحنی فوق با استفاده از رابطه (۲-۶) رسم شده است [۹].

43

علی‌رغم تشابه‌های پرلیت و بینیت و همچنین دگرگونیهای آنها مکانیزم تشکیل این دو ساختار از یکدیگر متفاوت است. برخلاف پرلیت، محصول حاصل از دگرگونی بینیتی شامل لایه‌های متناوب فریت و سمنتیت نیست. همچنین، قبلاً دیدیم که پرلیت در تمام جهات بنا آهنگ یکسان رشد کرده و سرانجام به شکل کروی درمی‌آید، در حالی که بینیت به صورت صفحه‌ای (که از جمله مشخصه‌های ویژه دگرگونی مارتنزیتی است) رشد می‌کند. در نمونه‌های متالوگرافی شده، بینیت به صورت سوزنی شکل (مشابه مارتنزیت) ظاهر می‌شود. همچنین، تشکیل صفحات بینیت همراه با اعوجاج سطحی است. بنابراین، احتمال زیاد می‌رود که تشکیل صفحات بینیتی شامل برش شبکه‌ای باشد.

لیکن، یک اختلاف اساسی بین تشکیل واحدهای

مفرد بینیت و مارتنزیت وجود دارد و آن عبارت از آهنگ تشکیل آنهاست. معمولاً صفحات مارتنزیتی تحت تأثیر نیروی محرکه زیاد تشکیل می‌شوند. بنابراین، در کسر کوچکی از ثانیه تا اندازه نهایی خود رشد می‌کنند. در حالی که صفحات بینیتی به طور آهسته و پیوسته رشد می‌کنند. ظاهراً به علت زمان نسبتاً زیاد برای نفوذ، رشد صفحات بینیتی به تأخیر می‌افتد.

با توجه به پیچیدگی دگرگونی بینیتی، عدم وجود توافق کلی در رابطه با مکانیزم تشکیل بینیت، تعجب‌آور نیست.

یکی از نظریه‌های مربوط به دگرگونی بینیتی می‌گوید که تشکیل بینیت اساساً ناشی از یک دگرگونی شبیه به دگرگونی مارتنزیتی است که در آن فریت از استنیت به وجود می‌آید. در این نظریه آمده است که فریت موجود در ورقه‌های بینیت احتمالاً در محل‌هایی از شبکه که در اثر نوسانات حرارتی درصد کربن آن کاهش پیدا کرده جوانه می‌زند. لازم به اشاره است که غلظت کربن در هر حجم بسیار کوچکی از شبکه ثابت نیست بلکه، در اثر نوسانات حرارتی همواره در حال تغییر است. بنابراین، قابل قبول است که در هر لحظه محل‌هایی در شبکه وجود داشته باشند که درصد کربن آنها به اندازه کافی از حد متوسط کمتر باشد.

بر اساس میکروساختارها، دو شکل عمده بینیت وجود دارد، یکی بینیت بالایی^۱ یا بینیت پر شکل^۲ که در گستره دمایی درست زیر دمای تشکیل پرلیت به وجود می آید و دیگری بینیت

پایینی^۳ یا بینیت سوزنی شکل^۴ که در دماهایی نزدیک دمای M_s تشکیل می شود.

۱- Upper bainite

۲- Feathery bainite

۳- Lower bainite

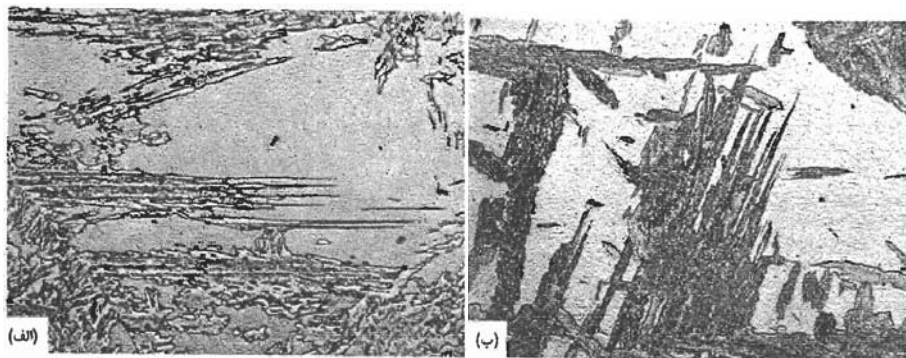
۴- Acicular bainite

فصل سوم

47

بینیت بالایی

میکروساختار بینیت بالایی در شکل ۳-۱۴ نشان داده شده است. در این شکل نواحی تیره رنگ بینیت و زمینه سفیدرنگ آستنیت باقیمانده در دمای تشکیل بینیت بوده که در اثر سریع سرد شدن به مارتنزیت تبدیل شده است.



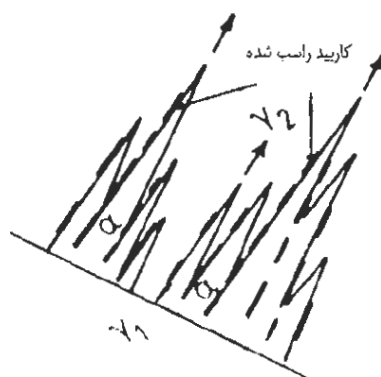
شکل ۳-۱۴ بینیت بالایی در فولاد ۴۳۶۰ که (الف) در ۴۹۵ درجه سانتیگراد و (ب) در ۴۱۰ درجه سانتیگراد در دمای ثابت تشکیل شده است. میکروساختار نوری، محلول حکاکی پیکرال. بزرگنمایی $\times 750$ [۱].

48

علت تیره ظاهر شدن بینیت در زیر میکروسکوپ، به دلیل

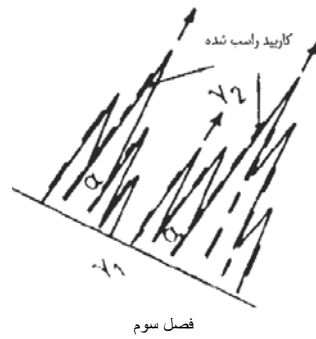
ناهمواریه‌های حاصل از حکاکی فریت در اطراف ذرات ریز سمنتیت است. سمنتیت در این ساختار به قدری ریز است که با میکروسکوپ نوری قابل تشخیص نیست. در این شکل، ظاهر پر شکل بینیت که از جمله مشخصه‌های ویژه و مهم بینیت بالایی است، به خوبی مشخص است.

اولین مرحله دگرگونی تشکیل بینیت بالایی، عبارت از تشکیل صفحاتی از فریت است (شکل ۳-۱۵) که در مقیاس کوچکتر کاملاً شبیه به صفحات فریت ویدمن اشتاتن است.



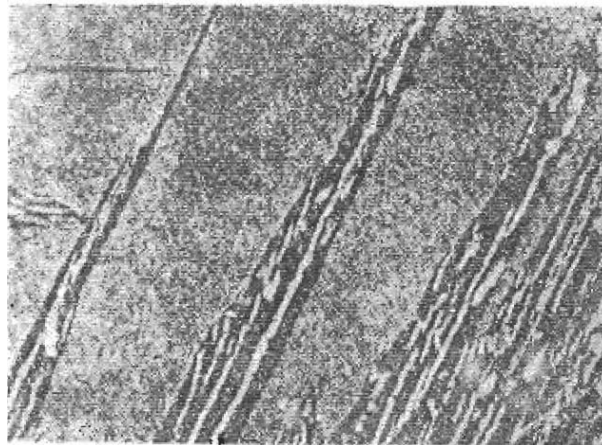
شکل ۳-۱۵ شمایی از رشد بینیت بالایی. با رشد فریت میزان کربن در فصل مشترک آن با آستنیت افزایش یافته تا اینکه شرایط برای تشکیل سمنتیت مناسب شود. در این لحظه سمنتیت در فصل مشترک فریت - آستنیت تشکیل می‌شود [۱۴].

صفحات فریت می‌توانند در مرز دانه‌های آستنیت اولیه و یا در داخل دانه‌ها به وجود آیند. با رشد صفحات فریت و در نتیجه خارج شدن کربن از آنها آستنیت باقیمانده در نواحی مجاور از کربن اشباع شده و در نتیجه سمنتیت در فصل مشترک فریت - آستنیت جوانه می‌زند (شکل ۳-۱۵). پس از پایان دگرگونی همدم، میکروساختار شامل زمینه فریتی است که ذرات ریز سمنتیت در مرزهای فرعی و در جهت طولی صفحات فریت رسوب کرده‌اند



فصل سوم

51



شکل ۳-۱۶ بینیت بالایی در فولاد کربنی ساده با کربن متوسط - میکروساختار الکترونی

فصل سوم

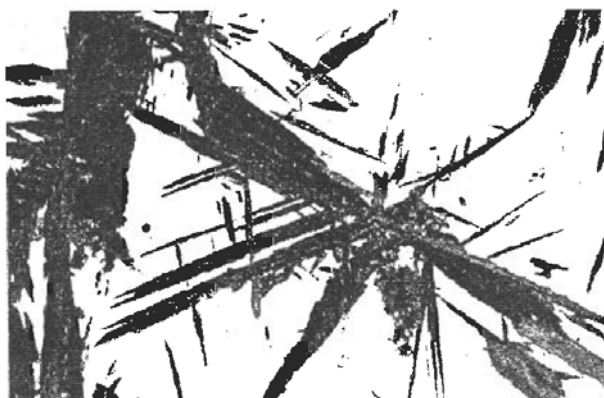
52

هر چه

دمای دگرگونی تشکیل بینیت کمتر باشد (ولی در گستره دمایی تشکیل بینیت بالایی قرار داشته باشد) و یا اینکه درصد کربن بیشتر باشد، صفحات فریت ظریفتر است. همچنین با افزایش درصد کربن، پیوستگی رشته‌های باریک سمتیت در مرزهای فرعی بیشتر خواهد شد.

بینیت پایینی

از جمله مشخصه‌های ویژه بینیت پایینی ظاهر سوزنی شکل آن است.



شکل ۳-۱۷ بینیت پایینی در فولاد ۴۳۶۰ که در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد تشکیل شده است. میکروساختار نوری، محلول حکاکی پیکرال. بزرگنمایی $750 \times$ [۱].

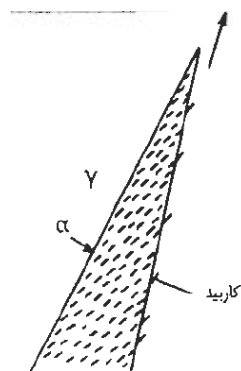
در حقیقت، سوزنهای فوق عبارت‌اند از مقاطع

صفحات بزرگ بینیتی با صفحه پولیش که شباهت زیادی به صفحات مارتنزیتی در فولادهای پرکربن دارند. مجدداً در اینجا ناحیه تیره رنگ بینیت و زمینه سفید رنگ آستنیت باقیمانده در دمای دگرگونی تشکیل بینیت بوده که در اثر سریع سرد کردن به مارتنزیت تبدیل شده است. در اینجا نیز کاربیدهای موجود در صفحات بینیتی باعث تیره رنگ جلوه دادن آنها می‌شود، ولی به قدری ریزند که امکان تشخیص آنها توسط میکروسکوپ نوری وجود ندارد.

همانند بینیت بالایی، در اینجا نیز اولین مرحله تشکیل بینیت پایینی عبارت از به وجود آمدن صفحات فریت از آستنیت است. از آنجایی که نفوذ کربن در گستره دمایی تشکیل بینیت پایینی بسیار کم است، صفحات فریت یاد شده بسیار نازک‌اند.

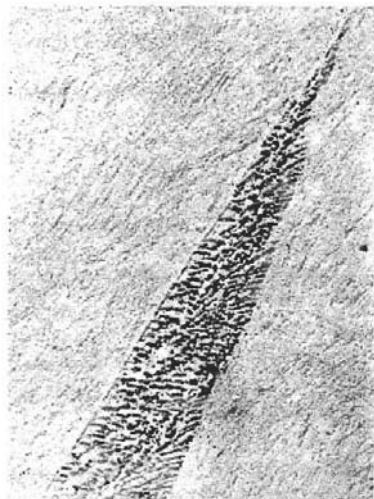
با رشد فریت، کربن در سطح

وسعی از فصل مشترکهای تیغه‌های فریت و آستنیت جمع شده و پس از اینکه به حالت فوق اشباع رسید، سمنتیت تشکیل می‌شود. در اینجا برخلاف بینیت بالایی، سمنتیت به جای تشکیل در بین صفحات فریت، در داخل خود صفحات و تحت زاویه ۵۵ درجه با محور طولی صفحات فریت تشکیل می‌شود



شکل ۳-۱۸ شمایی از رشد بینیت پایینی و ارتباط محور طولی صفحات فریت با رسوبات کربید

در مقایسه با سمنتیت مربوط به بینیت بالایی، سمنتیت در بینیت پایینی بسیار ریزتر است. در شکل ۱۹-۳ که یک میکروساختار الکترونی از بینیت پایینی است، نحوه توزیع ذرات سمنتیت و ارتباط آنها با محورهای طولی صفحات فریت کاملاً مشهود است.



57

شکل ۱۹-۳ بینیت پایینی در فولاد کربنی ساده با ۰/۶۹ درصد کربن. میکروساختار الکترونی

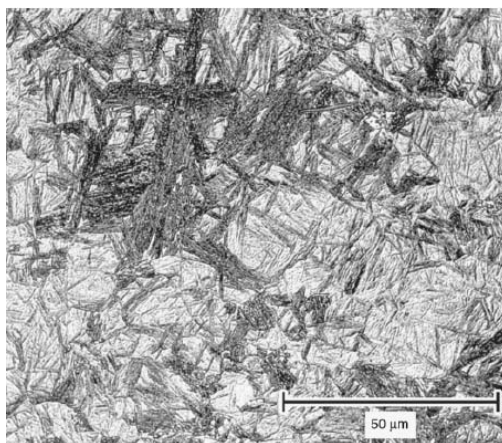


Fig. 3 Microstructure of quenched and tempered low-alloy UNS G-43400 steel showing a mixture of bainite (dark etching constituent) and martensite (lighter gray). 4% picral + 2% nital etch. Original magnification 500×

فصل سوم

58

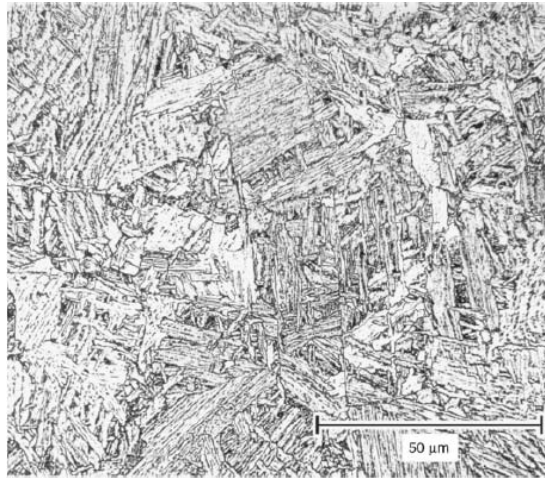


Fig. 14 Microstructure of heat treated low-alloy steel showing bainite. 4% picral + 2% nital etch. Original magnification 500×

فصل سوم

59

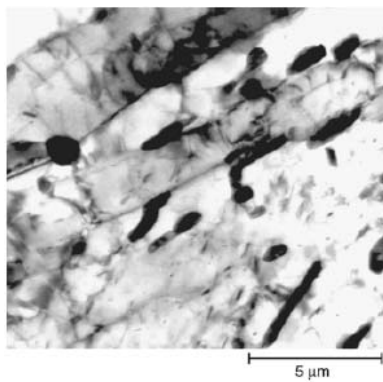


Fig. 15 Microstructure of upper bainite as seen in the transmission electron microscope. Note the carbides in the ferrite lath boundaries. Thin foil. Original magnification 5500×

فصل سوم

60

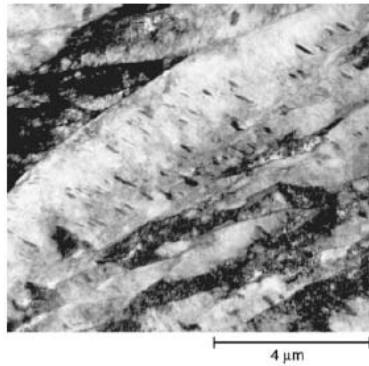


Fig. 16 Microstructure of lower bainite as seen in the transmission electron microscope. Note the carbides at a discrete angular orientation within the ferrite laths. Thin foil. Original magnification 8000×

فصل سوم

61

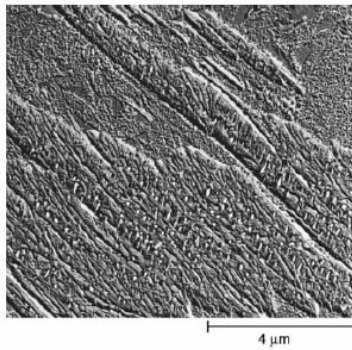


Fig. 17 Microstructure of lower bainite as seen in a carbon replica examined in the transmission electron microscope. As in Fig. 16, the carbides are at a discrete angular orientation within the ferrite laths. Original magnification 8000×

فصل سوم

62

فصل ۴

نمودارهای زمان - دما - دگرگونی

نمودار تعادلی آهن - کربن پایه و اساس روشهای مختلف عملیات حرارتی است.

لیکن، این نمودار فقط شرایط تعادل بین آهن و کربن را در دماهای مختلف نشان می‌دهد، در حالی که در اکثر روشهای عملیات حرارتی فولادها، دگرگونیها در شرایط کاملاً ناتعادلی انجام می‌شوند. به بیان دیگر، پارامتر زمان یکی از مهمترین پارامترهای مؤثر است. اثرات زمان بر روی ساختار و خواص نهایی فولادها توسط نمودارهای زمان - دما - دگرگونی که به نمودارهای TTT موسوم‌اند، مشخص می‌شود. به این ترتیب، به کمک نمودارهای یاد شده می‌توان اثرات هر دو پارامتر زمان و دما را بر روی پیشرفت دگرگونی در فولادها به سادگی بررسی کرد.

برحسب اینکه دگرگونی آستنیت به ساختار یا فاز جدید در دمای ثابت (همدما) و یا در اثر سرد شدن پیوسته (در دماهای مختلف) انجام شود، نمودارهای TTT که استفاده می‌شوند باید به ترتیب از نوع نمودارهای دگرگونی همدما (IT)^۱ و دگرگونی در سرد شدن پیوسته (CT)^۲ باشند. نمودارهای دگرگونی در اثر سرد شدن پیوسته را به CCT^۳ نیز نشان می‌دهند.

۱- Time-Temperature-Transformation Diagrams

۲- Isothermal Transformation

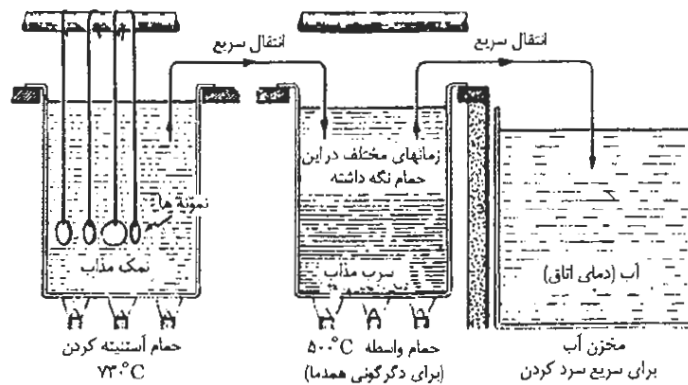
۳- Continuous Transformation

۴- Continuous Cooling Transformation Diagrams

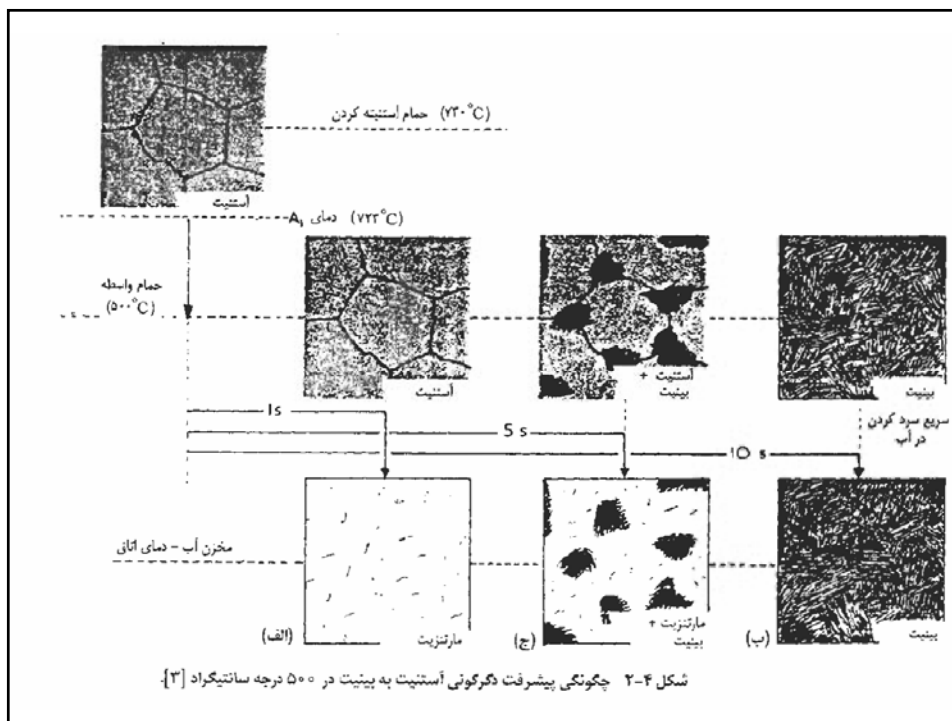
نمودارهای دگرگونی همدما (IT)

به طور کلی رسم این نمودارها با مطالعه میکروساختار، اندازه‌گیری سختی و یا اندازه‌گیری تغییر طول (روش دیلاتومتری)^۱ یک سری نمونه متالوگرافی استاندارد که پس از آستنیت‌کردن کامل به مدت زمانهای متفاوت در دماهای مختلف و بالاتر از دمای شروع تشکیل مارتنزیت (Ms)^۲ نگهداری شده و سپس تا دمای اتاق سریع سرد شده باشند امکانپذیر است. برای رسم کامل یک نمودار IT و برای یک فولاد مشخص، بیشتر از صد نمونه لازم است. روش کار بدین منوال است که نمونه‌های متالوگرافی را در ناحیه تکفازی آستنیت برای مدت زمان کافی (معمولاً یک ساعت) حرارت داده تا اینکه ساختار یکنواخت آستنیتی به دست آید. زمان و دمای آستنیت‌کردن، اندازه دانه‌های آستنیت و میزان انحلال کاربیدها را در آستنیت مشخص می‌کند. از آنجایی که هر دو پارامتر یاد شده دگرگونی آستنیت را تحت تأثیر قرار می‌دهند، لازم است که دما و زمان آستنیت‌کردن که برای رسم نمودار مورد استفاده قرار گرفته است، ذکر شود.

وقتی که آستنیت به پایان رسید یک سری از نمونه‌ها به دمایی ثابت بین A_1 و M_s رسانده می‌شوند. نمونه‌ها در دمای ثابت برای مدت زمانهای متفاوت نگهداری شده و سپس تا دمای اتاق سریع سرد می‌شوند.



شکل ۴-۱ مراحل مختلف عملیات برای رسم نمودار TTT



اگر زمان نگهداری نمونه در دمای ثابت (۵۰۰ درجه سانتیگراد در شکل ۴-۱) برای انجام دگرگونی نفوذی کافی نباشد قطعه تماماً مارتنزیت می‌شود (شکل ۴-۲ الف))، زیرا در لحظه سریع سرد شدن، قطعه تماماً آستنیتی بوده است. از طرف دیگر در قطعاتی که برای مدت زمان طولانی در همین دما نگه داشته شده‌اند اثری از مارتنزیت مشاهده نمی‌شود (شکل ۴-۲ ب))، زیرا در لحظه سریع سرد شدن آستنیتی در قطعه وجود نداشته است.

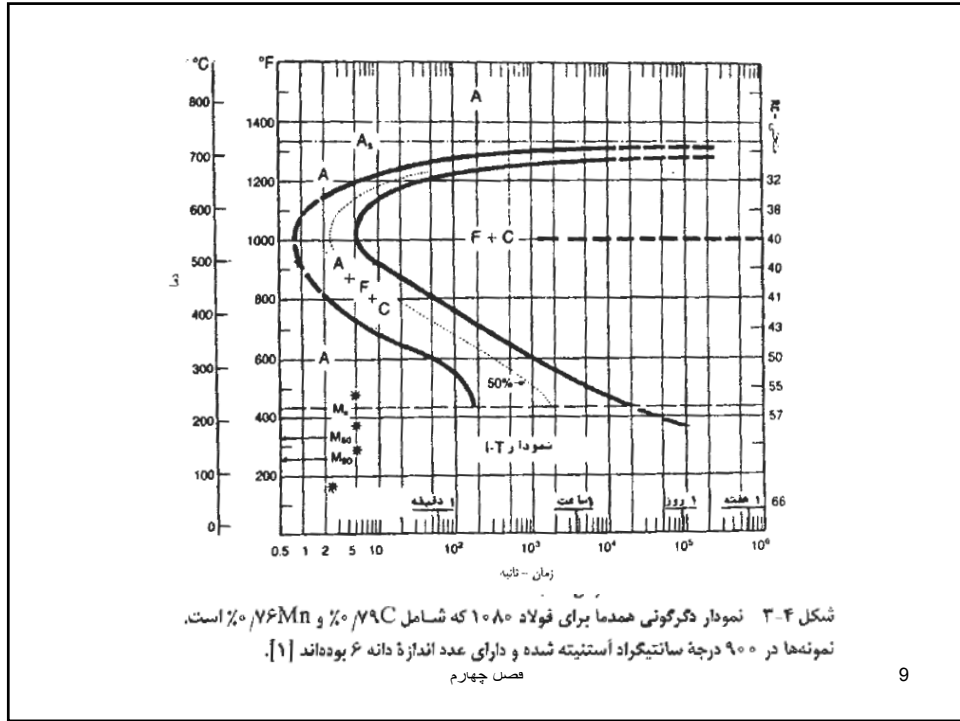
ساختار نهایی نمونه‌ها

بستگی به دمای دگرگونی همدمما و زمان نگهداری در آن دما دارد و می‌تواند پریلیت، بینیت، مارتنزیت و یا مخلوطی از آنها باشد.

نمونه‌ای که عمدتاً به مارتنزیت تبدیل شده و کمترین

مقدار (در حدود ۱ درصد) از یکی یا مخلوطی از ساختارهای دیگر را دارا باشد زمان شروع دگرگونی را در یک دمای ثابت مشخص می‌کند. با افزایش زمان نگهداری در دمای ثابت، درصد آستنیت باقیمانده که می‌تواند به مارتنزیت تبدیل شود کاهش می‌یابد. نمونه‌ای که کمترین مقدار مارتنزیت (در حدود ۱ درصد) را داشته باشد زمان پایان دگرگونی در دمای ثابت فوق را معین می‌کند.

به این ترتیب زمانهای لازم برای شروع و پایان دگرگونی همدمما در یک دمای ثابت (دو نقطه از نمودار IT) مشخص می‌شود. اگر به همین منوال آزمایش در دماهای ثابت دیگری بین M_s و A_1 A_2 و A_{cm} به ترتیب برای فولادهای هیپو و هایپریوتکتوئید انجام شود نقاط شروع و پایان دگرگونی برای دماهای مختلف مشخص شده و نمودار IT به دست می‌آید.



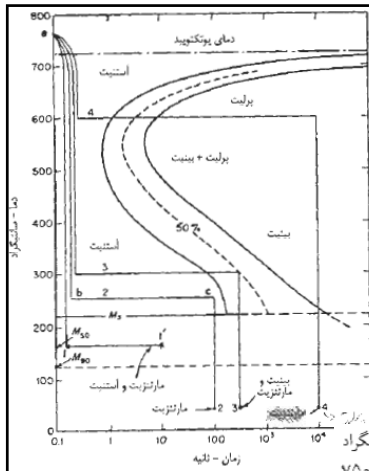
9

لیستی از فازها و ساختارهای مختلف در جهت افزایش سختی عبارتند از فریت، پرلیت، بیثیت و مارتنزیت. بنابراین، سختی نمونه‌ای که به مدت کمی (شکل ۴-۲ الف)) در دمای ثابت بین A_1 و M_s نگهداری شده (و بنابراین کاملاً مارتنزیتی است) بیشترین و نمونه‌ای که به مدت طولانی (شکل ۴-۲ ب)) در دمای ثابت نگهداری شده (و بنابراین اثری از مارتنزیت در آن وجود ندارد) کمترین مقدار است. بنابراین، نقاط شروع و پایان دگرگونی همدمای ما می‌توان با دنبال کردن منحنی تغییرات سختی برحسب زمان قرار گرفتن در دمای ثابت نیز به دست آورد.

فصل چهارم

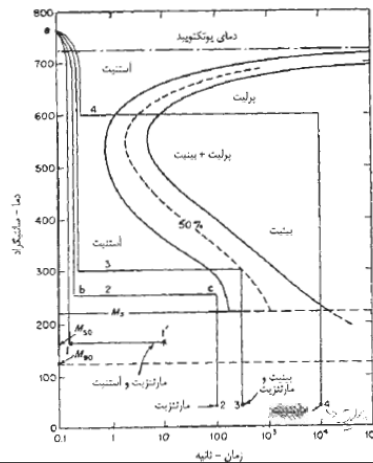
10

اصول استفاده از نمودارهای دگرگونی همدم



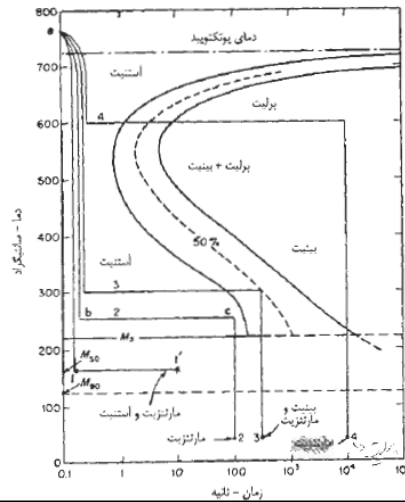
مسیر ۱: نمونه از دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد در ناحیه استنیت تا دمای ۱۶۰ درجه سانتیگراد سریع سرد شده و به مدت ۱۰ ثانیه در این دما نگه داشته می شود. در بین دماهای ۷۵۰ تا ۱۶۰ درجه سانتیگراد آهنگ سرد شدن آهنگر زیاد است که پرلیت و باینیت فرصت تشکیل شدن را نداشته و بنابراین فولاد تا دمای M_{50} به صورت استنیت باقی خواهد ماند. از این دما تا دمای ۱۶۰ درجه سانتیگراد مارتنزیت به صورت همدم از استنیت به وجود می آید. از آنجایی که دمای ۱۶۰ درجه سانتیگراد مشخص کننده دمایی است که فقط ۵۰ درصد استنیت به مارتنزیت تبدیل می شود و از طرفی تشکیل مارتنزیت مستقل از زمان است، بنابراین ساختار فولاد در نقطه ۱' مشابه با نقطه ۱ بوده و شامل ۵۰ درصد مارتنزیت و ۵۰ درصد استنیت باقیمانده است.

مسیر ۲: در این حالت نمونه از ناحیه استنیت تا دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد سریع سرد شده، در این دما به مدت ۱۰۰ ثانیه نگهداری شده و سپس تا دمای اتاق سریع سرد می شود. همان گونه که از شکل ۴-۴ مشخص است دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد در گستره دمایی تشکیل باینیت است، ولی زمان ۱۰۰ ثانیه برای تشکیل باینیت کافی نیست و بنابراین در نقطه ۲ ساختار فولاد صد درصد استنیت ناپایدار است. لذا در سریع سرد کردن مرحله دوم از ۲۵۰ درجه سانتیگراد تا دمای اتاق قطعه تماماً مارتنزیتی می شود.



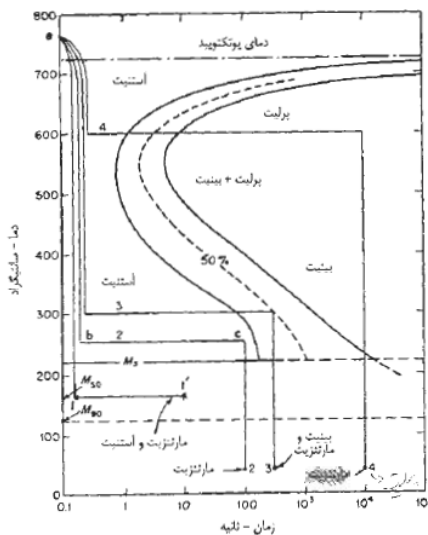
12

مسیر ۳: قطعه تا ۳۰۰ درجه سانتیگراد سریع سرد شده، در این دما به مدت ۵۰۰ ثانیه نگهداری شده و سپس تا دمای اتاق سریع سرد می‌شود. نگه داشتن نمونه به مدت ۵۰۰ ثانیه در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد باعث خواهد شد که ۵۰ درصد ساختار قطعه به بینیت تبدیل شود و ۵۰ درصد باقیمانده در مرحله دوم سرد کردن مارتنزیت شود.



13

مسیر ۴: در این مسیر قطعه در دمای ثابت ۶۰۰ درجه سانتیگراد کاملاً به پرلیت تبدیل می‌شود. از آنجایی که پرلیت نمی‌تواند مستقیماً به بینیت و یا مارتنزیت تبدیل شود لذا پس از سریع سرد شدن مرحله دوم و رسیدن به دمای اتاق ساختار همچنان پرلیتی باقی می‌ماند.



14

نمودارهای دگرگونی در ضمن سرد کردن پیوسته - (CT)

نمودارهای IT ابزار با ارزشی برای مطالعه وابستگی دگرگونیهای آستنیت به دماست. لیکن، روابط زمان - دما که بر روی نمودارهای فوق مشخص شده تنها در مورد دگرگونیهای صادق است که در دمای ثابت انجام می‌شود. در حالی که تنها تعداد محدودی از روشهای عملیات

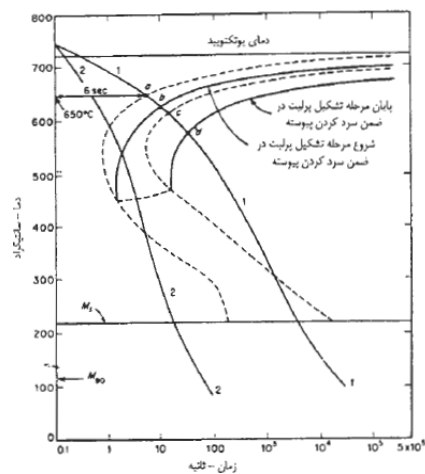
حرارتی بدین نحو انجام می‌شوند، به طوری که می‌توان گفت تقریباً در تمام موارد، فولادها تا ناحیه آستنیت حرارت داده شده و سپس به طور پیوسته تا دمای اتاق سرد می‌شوند. آهنگ سرد شدن تابعی از نوع عملیات حرارتی، اندازه و شکل نمونه‌هاست.

نمودارهایی که به کمک آنها

می‌توان رفتار فولادها را تحت شرایط یاد شده بررسی کرد به نمودارهای دگرگونی در سرد کردن

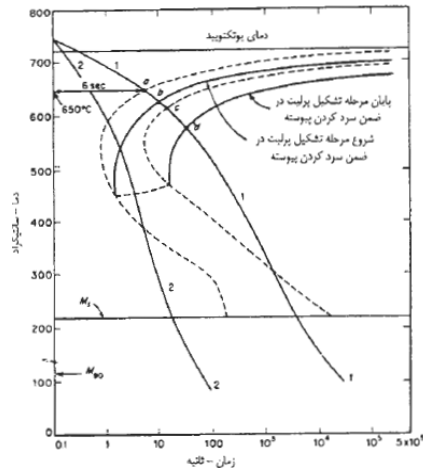
تفاوت بین نمودارهای IT و CT

نمودار IT (خط منقطع) و نمودار CT (خط ممتد) مربوط به فولاد ۱۰۸۰



شکل ۳-۵ ارتباط بین نمودار دگرگونی همدم (IT) و نمودار دگرگونی در سرد شدن پیوسته (CT) برای فولاد یونکتوید [۹].

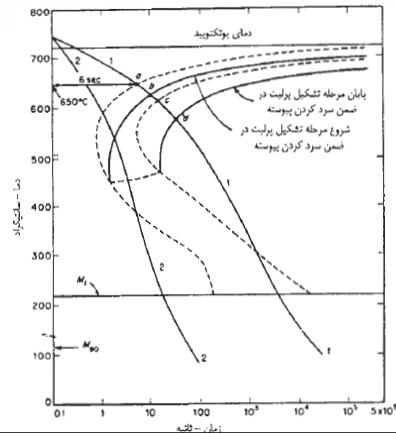
اگر منحنی سرد شدن شماره ۱ در نظر گرفته شود، در پایان زمان تقریباً ۶ ثانیه منحنی مزبور خط شروع تشکیل پرلیت مربوط به نمودار IT را قطع می‌کند که محل تقاطع توسط نقطه a مشخص شده است. نقطه a از این نظر اهمیت دارد که زمان لازم برای جوانه‌زنی همدمای پرلیت را در دمای ثابت ۶۵۰ درجه سانتیگراد (دمای نقطه a) مشخص می‌کند.



17

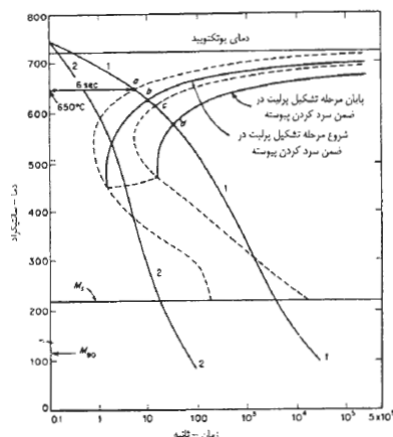
.. از طرف دیگر نمونه‌ای

که در امتداد مسیر شماره ۱ سرد شده باشد در انتهای زمان ۶ ثانیه به دمای ثابت ۶۵۰ درجه سانتیگراد رسیده است. به بیان دیگر نمونه مزبور برای تمام مدت ۶ ثانیه در دمایی بالاتر از ۶۵۰ درجه سانتیگراد بوده است. نظر به اینکه زمان لازم برای شروع تغییر فاز آستنیت به پرلیت در دماهای بالاتر از ۶۵۰ درجه سانتیگراد بیشتر از زمان لازم در ۶۵۰ درجه سانتیگراد است، در نمونه‌هایی که به طور مداوم سرد شده‌اند (مسیر ۱) دگرگونی آستنیت به پرلیت پس از ۶ ثانیه هنوز شروع نشده است.



18

به بیان دیگر، زمان لازم برای شروع دگرگونی آستنیت به پرلیت در نمونه‌هایی که در امتداد مسیر ۱ سرد شده‌اند بیشتر از ۶ ثانیه است. از آنجایی که در سرد کردن مداوم افزایش زمان همراه با افت بیشتر دما است، بنابراین نقطه‌ای که مشخص کننده شروع دگرگونی آستنیت به پرلیت تحت شرایط یاد شده است در سمت راست و پایین نقطه a قرار دارد. موقعیت جدید نقطه a توسط نقطه b مشخص شده است. به همین ترتیب می‌توان نشان داد که نقطه پایان تشکیل پرلیت در سرد کردن پیوسته (نقطه ll) به سمت راست و پایین نقطه پایان تشکیل پرلیت در دگرگونی هم‌دما (نقطه c) منتقل می‌شود.



19

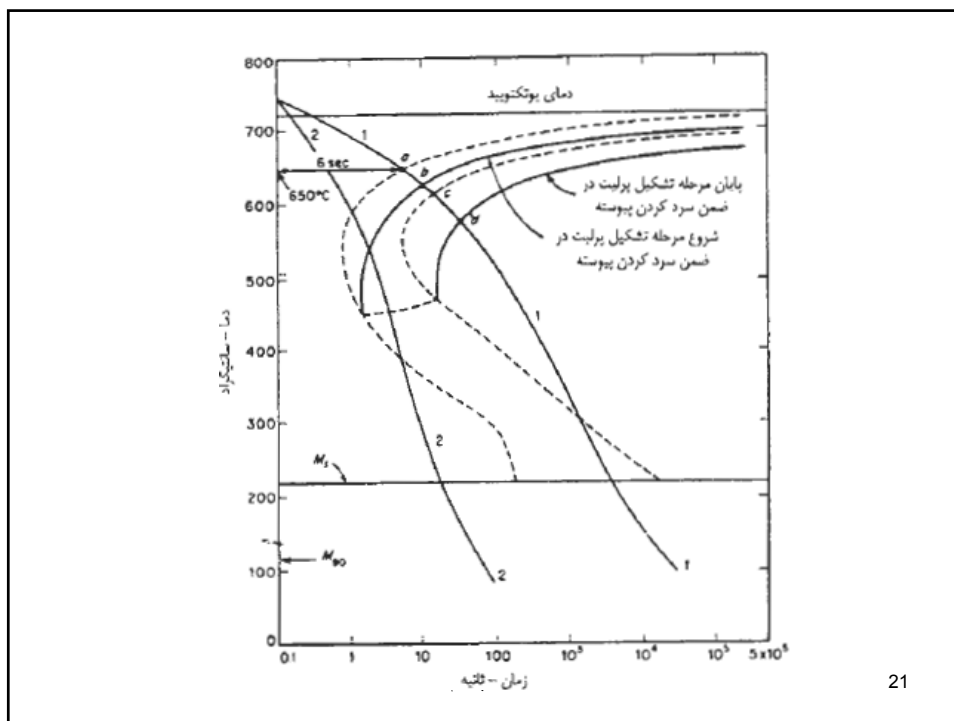
برای یک فولاد داده شده نمودار CT در سمت راست و پایین نمودار IT آن فولاد قرار دارد و این جایه‌جایی تابعی از آهنگ سرد شدن است.

همچنین این موضوع که چرا در سرد کردن پیوسته،

واکنش تشکیل بینیت در این فولاد انجام نمی‌گیرد نیاز به توضیح دارد. تفهیم این موضوع چندان مشکل نبوده و مربوط به این حقیقت می‌شود که خطوط تشکیل پرلیت تا ناحیه تشکیل بینیت و حتی بعد از آن ادامه می‌یابد. بنابراین در آهنگهای سرد کردن آهسته و متوسط (نظیر منحنی ۱) قبل از اینکه خط سرد شدن به ناحیه تشکیل بینیت برسد آستنیت به طور کامل به پرلیت تبدیل می‌شود و بنابراین بینیتی تشکیل نمی‌شود.

فصل چهارم

20



21

از طرف دیگر در آهنگهای سرد شدن زیاد (تظیر

منحنی ۲) نمونه برای مدت زمانی بسیار کمتر از زمان لازم برای تشکیل مقدار قابل ملاحظه‌ای بینیت در گستره دمایی تشکیل بینیت قرار می‌گیرد، در نتیجه مجدداً بینیتی تشکیل نخواهد شد. نکته‌ای که در رابطه با موضوع اخیر باید در نظر گرفته شود این حقیقت است که آهنگ تشکیل بینیت با کاهش دما به شدت کاهش می‌یابد.

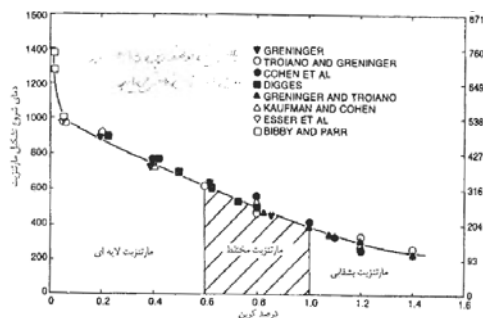
میکروساختار حاصل از سرد کردن یک فولاد یوکتوییدی در امتداد مسیر ۲ باید شامل پرلیت و مارتنزیت باشد. البته مقدار بسیار کمی بینیت هم ممکن است وجود داشته باشد که قابل اغماض است. مشخص است که در نمونه فوق مارتنزیت از آستنیتی به وجود آمده که در دمای بالا به پرلیت تبدیل نشده است.

فصل چهارم

22

به طور کلی مشخصه‌های دیگری که مخصوص نمودارهای CT بوده و نمودارهای IT از آنها مستثنی هستند عبارت‌اند از:

۱- کاهش دمای شروع تشکیل مارتنزیت در آهنگهای سرد شدن کم: در صورتی که در ضمن سرد کردن آهسته و مداوم، فولاد از ناحیه آستنیت، فاز فریت و یا ساختار بینیت تشکیل شود، آستنیت باقیمانده از کربن غنی شده و در نتیجه دمای تبدیل آن به مارتنزیت کاهش می‌یابد. اثر درصد کربن آستنیت بر روی دمای شروع تشکیل مارتنزیت در فصل سوم بررسی شده است (شکل ۳-۶).



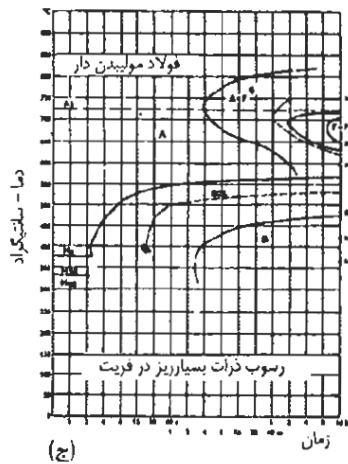
23

۲- بازیخت^۱ مارتنزیت در ضمن سرد شدن در زیر دمای M_s : این پدیده که به بازیخت خودبه‌خود^۲ موسوم است بیشتر در مورد فولادهای کم کربن با دمای M_s بالا معمول است. علت این پدیده عبارت از قرار گرفتن مارتنزیت در یک گستره دمایی وسیع بین M_s و تقریباً ۲۰۰ درجه سانتیگراد است. در گستره دمایی یاد شده، کربن قدرت تحرک کافی جهت نفوذ و تشکیل کاربیدهای مربوط به ساختار مارتنزیت بازیخت شده را پیدا می‌کند. پدیده بازیخت فولادها در فصل هشتم بررسی خواهد شد.

فصل چهارم

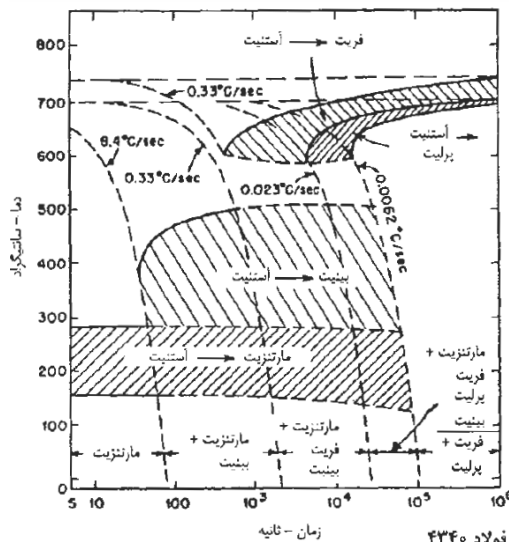
24

۳- غلبهٔ بینیت به عنوان یک محصول دگرگونی آستنیت: بعضی از عناصر آلیاژی به ویژه مولیبدن، همچنین آهنگهای سرد شدن نسبتاً زیاد در گسترهٔ دمایی مربوط به دگرگونی نفوذی (ناحیه تشکیل پرلیت) منجر به ترغیب دگرگونی برشی شده و در نتیجه تشکیل بینیت را در گستره دمایی فوق تسهیل می‌کند. اثر مولیبدن در این رابطه از شکل ۴-۸ (ج) مشخص است.



25

۴- وجود فازها و میکروساختارهای مختلف در جوار یکدیگر: علت آمیختگی میکروساختارهای نهایی، عبور نمونه از نواحی مختلف فازی و ساختاری در ضمن سرد شدن پیوسته است (شکل ۴-۱۰ این مطلب را نشان می‌دهد).

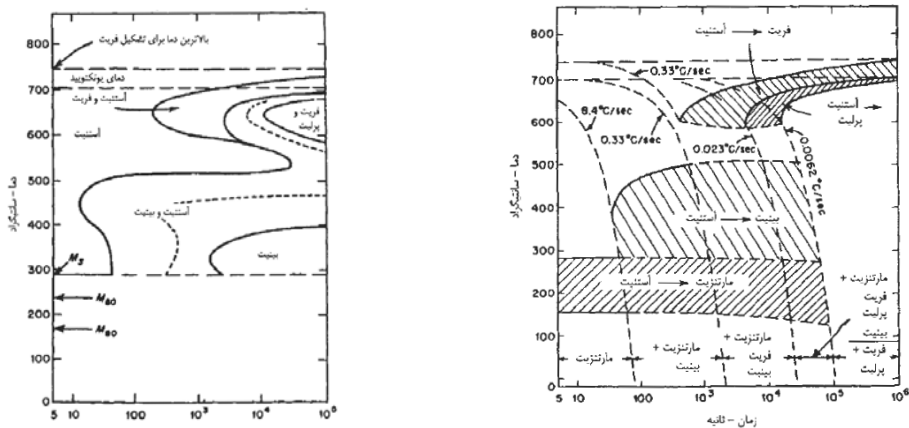


26

شکل ۴-۱۰ نمودار دگرگونی در سرد شدن پیوسته برای فولاد ۴۳۴۰

۵- تشکیل فریت غیرمنتظره در فولادهای پرکربن نظیر AISI ۵۲۱۰۰؛ علت اینکه در بعضی از فولادهای پرکربن که اساساً باید سمیتیت پرویوتکتوئید وجود داشته باشد فریت پرویوتکتوئید ظاهر می‌شود، این است که در ضمن آستنیت کردن احتمالاً تمامی کاربیدها در آستنیت حل نشده و در نتیجه مقداری از کربن همچنان به صورت کاربید باقی مانده است. بنابراین، کربن آستنیت (مخصوصاً در جوار کاربیدها) کمتر از مقدار مورد نظر بوده و به مقدار کربن فولادهای هیپویوتکتوئید می‌رسد. البته این موضوع در دگرگونیهای همدمای نیز وجود دارد.

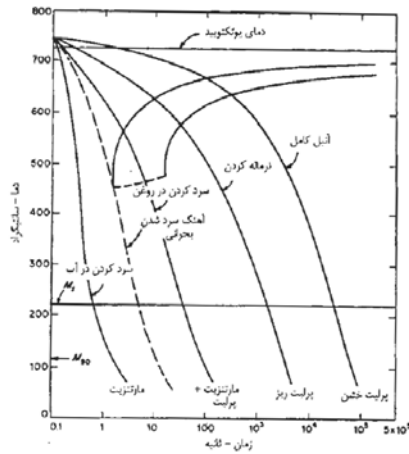
۶- علاوه بر تفاوتیهای ذکر شده برای نمودارهای CT و IT، اغلب یک حد فاصله بین بعضی از نواحی مختلف فازی در نمودارهای CT مشاهده می‌شود (شکل ۴-۹). این حد فاصله مشخص کننده گستره دمایی است که ظاهراً در ضمن سرد شدن پیوسته هیچگونه دگرگونی در آن انجام نمی‌شود. علت به وجود آمدن این ناحیه ممکن است به خاطر تشکیل فریت در دماهای بالا و در نتیجه غنی شدن آستنیت از کربن در ضمن سرد کردن و یا تغییر زمان لازم برای جوانه زنی پرلیت و بینیت در ضمن سرد شدن باشد.



شکل ۴-۱۰ نمودار دگرگونی در سرد شدن پیوسته برای فولاد ۴۳۴۰
 شکل ۴-۹ نمودار دگرگونی همدمای فولاد کم آلیاژ ۴۳۴۰. دمای آستنیت کردن ۸۴۵ درج

اصول استفاده از نمودارهای دگرگونی غیرهمدمما (سرد شدن پیوسته)

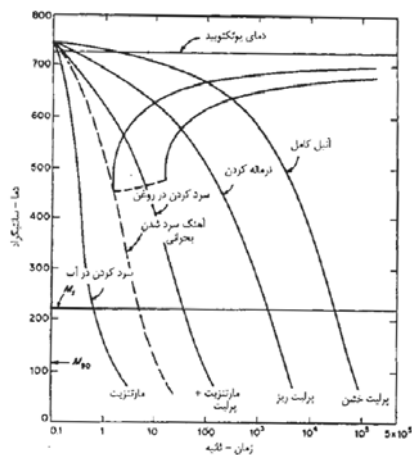
نمودار CT مربوط به فولاد کربنی ساده یونکتوییدی همراه با تعدادی منحنی سرد شدن در شکل ۶-۴ رسم شده است. منحنیهای مزبور که چگونگی تشکیل میکروساختارهای مختلف در ضمن سرد شدن با آهنگهای متفاوت را به طور کیفی نشان می دهند، عبارتند از:



شکل ۶-۴ تغییرات میکروساختار برحسب آهنگ سرد شدن برای فولاد یونکتوییدی

29

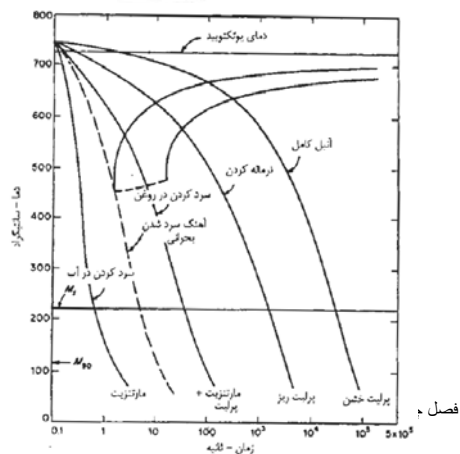
۱- آئیل کامل^۱: این منحنی نماینده آهنگ سرد شدن بسیار آهسته بوده و معمولاً موقعی که قطعه پس از استنیت شدن تا دمای اتاق در گوره سرد شود، چنین حالتی را خواهیم داشت. مدت زمان لازم برای رسیدن قطعه از ناحیه استنیت به دمای اتاق در حدود یک روز است. در این حالت دگرگونی استنیت به پرلیت در دمایی در حدود دمای تعادلی یونکتویید انجام گرفته و محصول دگرگونی، پرلیت خشن است.



فصل چهارم

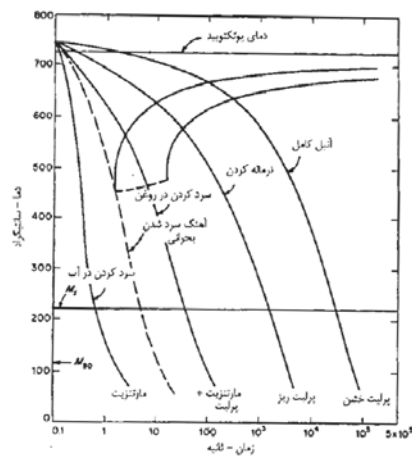
30

۲- نرماله کردن^۲: این منحنی مشخص کننده عملیات حرارتی است که در آن نمونه‌ها با آهنگی بیشتر از حالت آنیل و نسبتاً متوسط سرد می‌شوند. برای این منظور، نمونه‌ها پس از آستنیت شدن از کوره خارج شده و تا دمای اتاق در هوای آرام سرد می‌شوند. در این حالت دگرگرتی در گستره دمایی ۶۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد انجام گرفته و در مدتی در حدود چند دقیقه خاتمه می‌یابد. ساختار حاصل در این حالت نیز پرلیت بوده ولی در مقایسه با حالت قبل بسیار ریزتر و ظریفتر است.



31

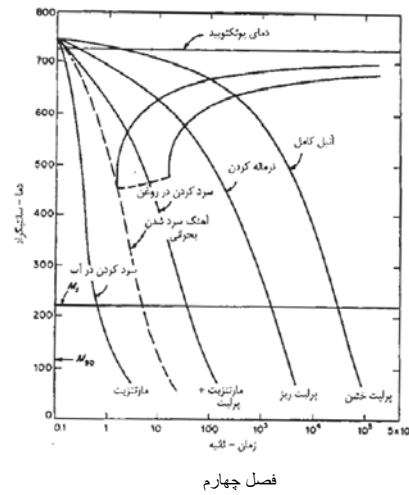
۳- سرد کردن در روغن^۳: این منحنی که مشخص کننده آهنگ سرد شدن بیشتر از نرماله کردن است، هنگامی به دست می‌آید که نمونه فولادی از دمای آستنیت مستقیماً به حمام روغن انداخته شود. ساختار نهایی در این حالت مخلوطی از پرلیت و مارتنزیت است.



فصل چهارم

32

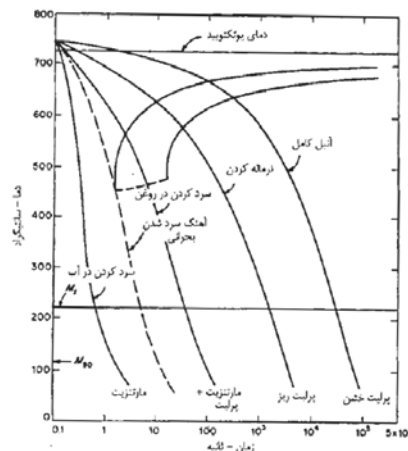
۴- سرد کردن در آب^۴: منحنی سردشدنی که در انتهای سمت چپ قرار دارد، مربوط به حالتی است که پس از سرد شدن، ساختار قطعه کاملاً مارتنزیتی باشد. این امر مشابه با حالتی است که قطعه از ذمای آستنیت مستقیماً به داخل آب انداخته شود.



فصل چهارم

33

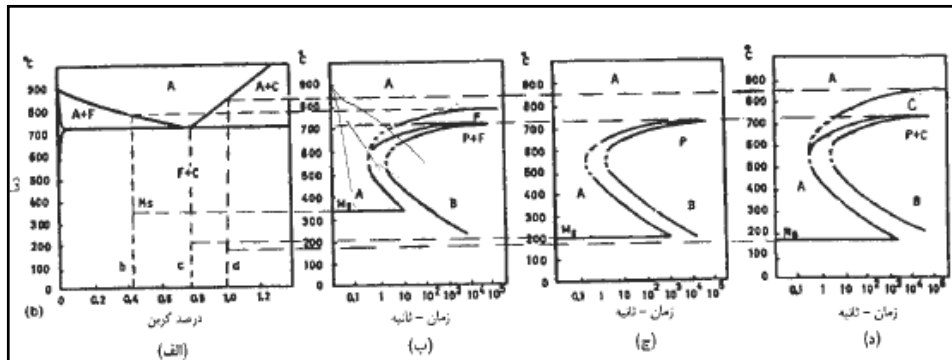
۵- آهنگ سرد شدن بحرانی^۵: این منحنی به صورت خط چین مشخص شده و بر دماغه نمودار CT مماس است. در هر آهنگ سردشدنی بیشتر از آهنگ سرد شدن بحرانی (سمت چپ منحنی خط چین) فولاد کاملاً مارتنزیت می‌شود، در حالی که اگر آهنگ سرد شدن کمتر از آهنگ سرد شدن بحرانی باشد (سمت راست منحنی خط چین) بجز مارتنزیت مقداری پرلیت (و یا بینیت) نیز در ساختار نهایی وجود خواهد داشت.



34

نمودارهای TTT برای فولادهای کربنی ساده غیرپروتکتویدی

ساده‌ترین نمودارهای TTT مربوط به فولادهای کربنی ساده پروتکتویدی است. با تغییر درصد کربن موقعیت خطوط همراه با نقاط شروع و پایان دگرگونیها تغییر کرده و فازهای جدید در نمودار ظاهر می‌شود. شکل ۷-۴ شمایی از نمودارهای IT برای فولادهای کربنی ساده پروتکتویدی، هیپوپروتکتویدی و هایپروپروتکتویدی را نشان می‌دهد.

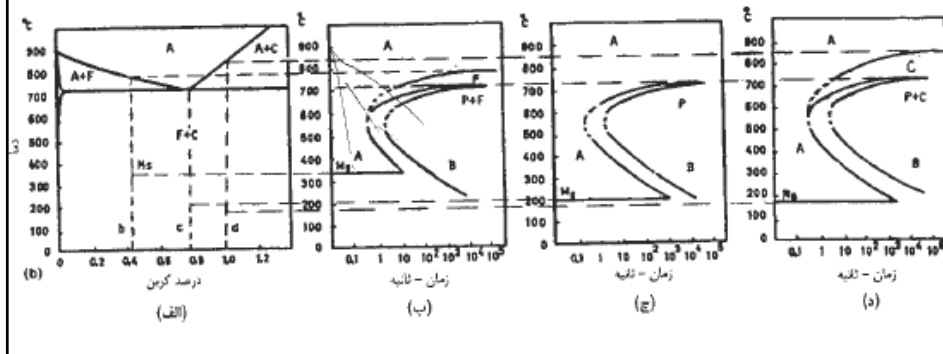


شکل ۷-۴ ارتباط بین نمودار تعادلی آهن - کربن (الف) و نمودارهای دگرگونی همدمما برای فولادهای کربنی ساده هیپوپروتکتویدی (ب)، پروتکتویدی (ج) و هایپروپروتکتویدی (د). [رسم مجدد با استفاده از مراجع ۶ و ۹]

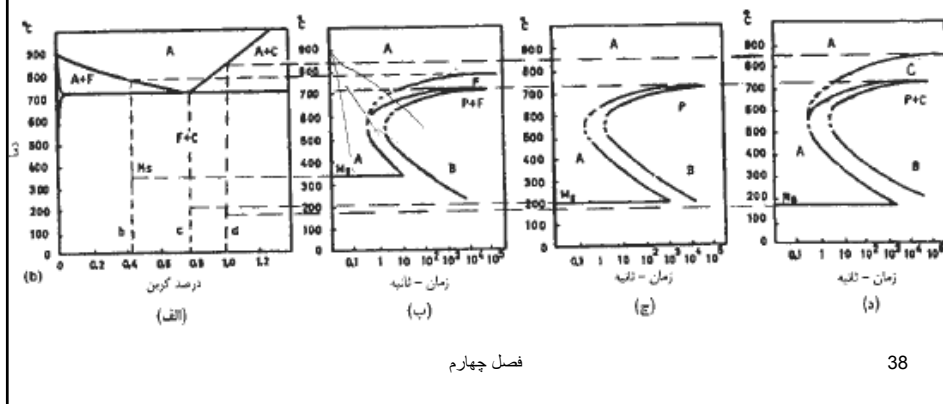
نمودارهای IT

برای فولادهای هیپوپروتکتویدی و هایپروپروتکتویدی دارای یک منحنی اضافی در سمت بالاست که به ترتیب نشان دهنده شروع تشکیل فریت پروتکتویدی و سمنتیت پروتکتویدی است.

با افزایش دمای دگرگونی، منحنی مربوط به فولادهای هیپروکتوئید به سمت خط A_3 و برای فولادهای هایپروکتوئید به سمت خط A_{cm} میل می‌کند. با کاهش درصد کربن فولادهای هیپروکتوئید دمای A_3 افزایش یافته و بنابراین ناحیه مربوط به فاز فریت پرویوکتوئید وسیعتر می‌شود. به همین ترتیب در فولادهای هایپروکتوئید با افزایش درصد کربن دمای A_{cm} نیز افزایش یافته و در نتیجه ناحیه مربوط به فاز سمیت پرویوکتوئید وسیعتر می‌شود.

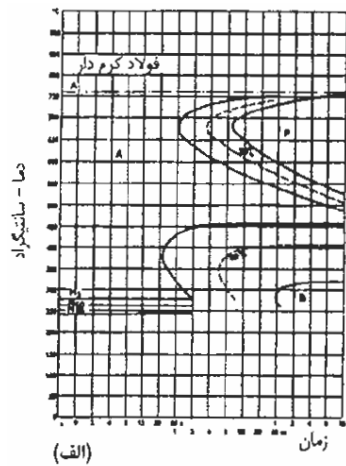


یکی دیگر از تفاوت‌های عمده بین نمودارهای IT مربوط به فولادهای کربنی ساده با درصد‌های مختلف کربن، عبارت از دماهای M_s و M_f آنهاست (شکل ۴-۷). بدین صورت که هر چه درصد کربن فولاد کمتر باشد دماهای شروع و پایان تشکیل مارتنزیت بالاتر است.



نمودارهای TTT مربوط به فولادهای آلیاژی

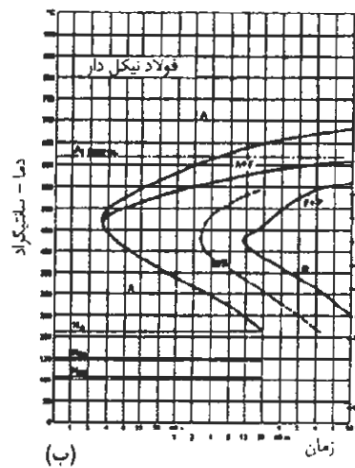
اضافه شدن عناصر آلیاژی مختلف به فولادها اثرات کاملاً متفاوتی بر روی نمودارهای دگرگونی آنها دارد. به عنوان مثال اضافه شدن بیشتر از تقریباً ۳ درصد کرم به فولاد باعث می شود که نواحی تشکیل پرلیت و بینیت کاملاً از یکدیگر جدا شوند (شکل ۴-۸ الف).



39

در حالی که نیکل

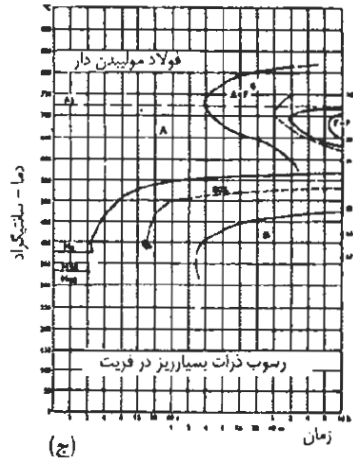
شکل کلی نمودار دگرگونی فولاد را تغییر نداده و تنها آن را به سمت راست جابه جا می کند (شکل ۴-۸ ب).



40

اثر مولیبدن بدین صورت است که دماغه مربوط به تشکیل پریلیت را به مراتب بیشتر از دماغه مربوط به تشکیل بینیت به سمت راست جابه‌جا می‌کند (شکل

۴-۸(ج))



(ج)

فصل چهارم

41

عناصری نظیر سیلیسیم، منگنز و تنگستن تا ۲ درصد اثر بسیار کمی بر

روی به تأخیر انداختن دگرگونیهای نفوذی دارند. اثرات چند عنصر آلیاژی با یکدیگر بر روی نمودارهای دگرگونی به مراتب بیشتر از اثرات هر کدام از عناصر به تنهایی است. این مطلب حتی در مواردی که مجموعه درصدهای عناصر از درصد یکی از آنها (هنگامی که به تنهایی اضافه شود) کمتر باشد نیز صادق است.

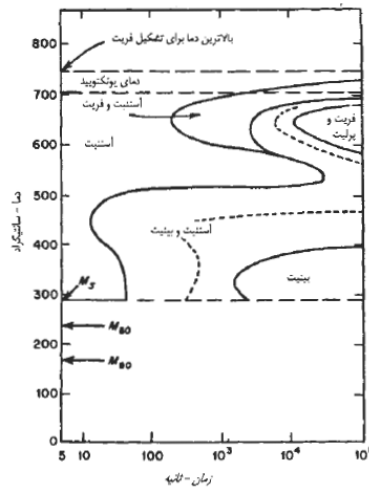
به طور کلی می‌توان گفت در صورتی که عنصر آلیاژی اضافه شده به صورت محلول جامد باشد، نمودار TTT را به سمت راست منتقل می‌کند. به بیان دیگر دگرگونیهای نفوذی را به تأخیر می‌اندازد. در این رابطه عنصر کبالت مستثنی است.

برحسب اینکه عنصر آلیاژی اضافه شده پایدارکننده فریت و یا پایدارکننده آستنیت باشد، دمای تعادلی تشکیل پریلیت را به ترتیب افزایش و یا کاهش می‌دهد.

فصل چهارم

42

نمودار IT مربوط به فولاد کم آلیاژ ۴۳۴۰ با ترکیب شیمیایی
 $0.022\%C$ ، $0.078\%Mn$ ، $0.079\%Ni$ ، $0.08\%Cr$ و $0.33\%Mo$ و عدد اندازه دانه ۷-۸

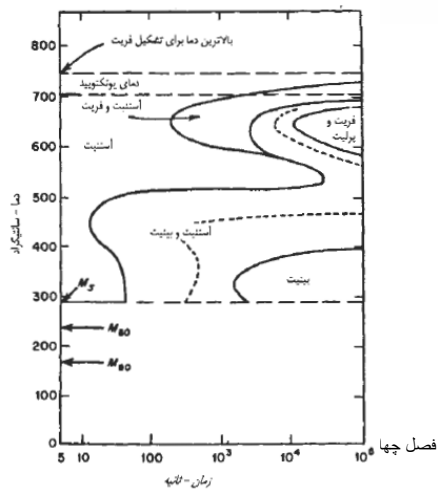


وجود دو دماغه
 یکی مربوط به دگرگونی پرلیتی
 دیگری مربوط به دگرگونی بینیتی

شکل ۴-۹. نمودار دگرگونی همدمای فولاد کم آلیاژ ۴۳۴۰. دمای استنیتیزه کردن ۸۴۵ درجه

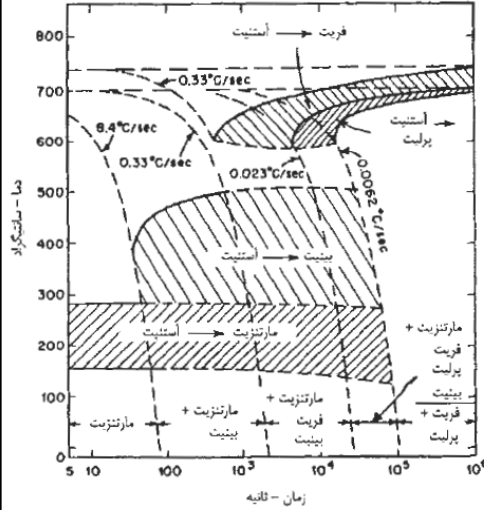
43

در حوالی دماغه
 بالایی و در حدود ۶۵۰ درجه سانتیگراد، حداقل زمان لازم برای تشکیل مقدار قابل ملاحظه‌ای
 فریت پرویوتکتوئید در حدود ۲۰۰ ثانیه است در حالی که در زیر این دماغه و در حدود ۵۵۰
 درجه سانتیگراد، حداقل زمان لازم برای تشکیل پرلیت در حدود ۱۸۰۰ ثانیه (یا ۳۰ دقیقه)
 است. به همین ترتیب حداقل زمان برای تشکیل مقدار قابل ملاحظه‌ای بینیت در حوالی دمای
 ۴۵۰ درجه سانتیگراد برابر ۱۰ ثانیه است.



44

نمودار CT مربوط به همان فولاد ۴۳۴۰ در شکل ۴-۱۰ نشان داده شده است. هر آهنگ سردشدنی که این فولاد را از دمای آستنیت در مدتی کمتر از ۹۰ ثانیه به دمای اتاق برساند، ساختار نهایی کاملاً مارتنزیتی به وجود می‌آورد.

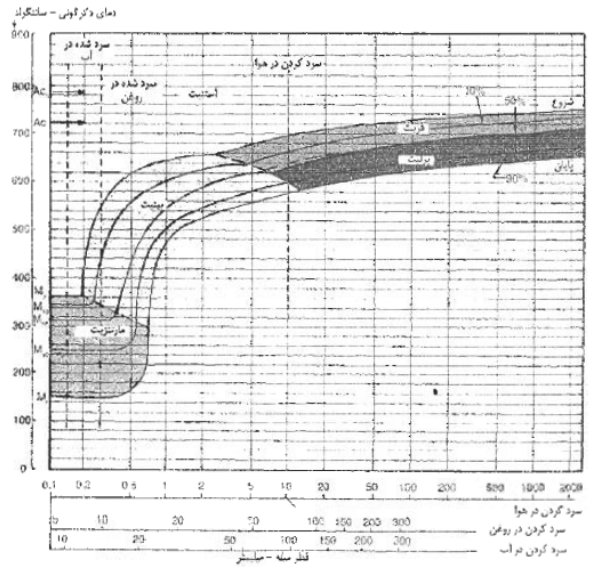


نشان می‌دهد که با اضافه کردن عناصر آلیاژی می‌توان در سرد کردن پیوسته نیز ساختاری شامل بینیت کامل گرفت.

فصل چهارم
شکل ۴-۱۰ نمودار دگرگونی در سرد شدن پیوسته برای فولاد ۴۳۴۰

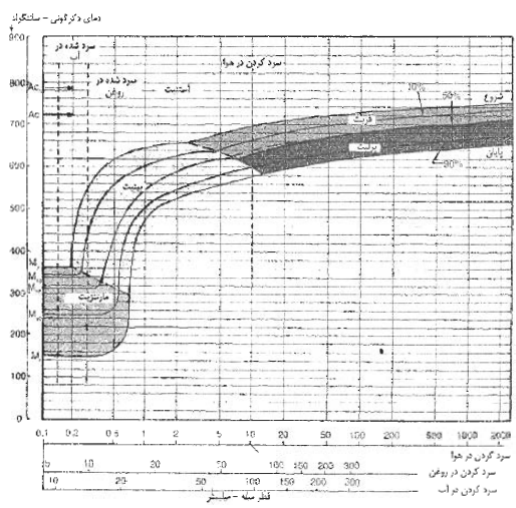
نمودارهای دگرگونی در سرد شدن پیوسته و قطر میله

اخیراً مجموعه‌ای از نمودارهای CCT توسط کمپانی فولاد بریتانیا^۱ منتشر شده که منحنیهای دگرگونی در سرد شدن پیوسته را به جای زمان برحسب قطر میله نشان می‌دهد. این نمودارها برای بسیاری از فولادهای مهندسی و محیطهای سردکننده مختلف نظیر آب، روغن و هوا رسم شده‌اند. اهمیت این نمودارها از اینجا ناشی می‌شود که به کمک آنها می‌توان ساختار مرکز میله‌ای با قطر مشخص که پس از آستنیت شدن در یکی از محیطهای بالا سرد شده باشد را به سادگی تخمین زد.



شکل ۴-۱۱ نمودار CT برای فولاد کربنی ساده شامل ۰.۲۵٪ Mn، ۰.۲۵٪ Si و ۰.۳۸٪ C
 دگرگونی و ساختار میکروسکوپی برحسب قطر میله رسم شده اند [۱]

همچنان که در این نمودار نشان داده شده است، اگر میله‌ای به قطر ۱۰ میلیمتر از این فولاد پس از آستیت شدن در آب، روغن و یا هوا سرد شود، ساختار مرکز میله به ترتیب مارتنزیت، بینیت و مارتنزیت و مخلوطی از فریت، پرلیت و مقدار کمی بینیت خواهد بود.



فصل ۵

عملیات حرارتی برای تشکیل ساختارهای تعادلی

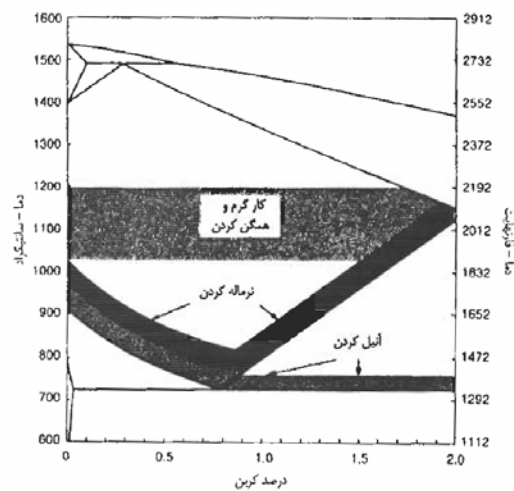
از جمله خواص مورد نظر در این عملیات عبارت‌اند از: بهبود انعطاف پذیری، کاهش تنشهای داخلی و باقیمانده از عملیات قبلی، بهبود قابلیت ماشینکاری و ایجاد یکنواختی در میکروساختار.

ممکن کردن^۱ (یکنواخت کردن) Homogenising

از جمله مشخصه‌های فولادهای ریخته‌گری شده عبارت از ساختار شاخه‌ای^۲، جدایش موضعی^۳ و نایکنواختی در ترکیب شیمیایی^۴ است. پدیده‌های مزبور که ناشی از ناتعادلی سرد شدن در ضمن انجماد و عدم نفوذ کامل عناصر آلیاژی است، باعث افت خواص مکانیکی فولاد از جمله قابلیت کار گرم و / یا سرد و همچنین کاهش کیفیت و کارایی عملیات حرارتی مختلف

می‌شوند. از این رو، ساختار و ترکیب شیمیایی فولادهای ریخته‌گری شده باید به کمک عملیات حرارتی مناسب یکنواخت شود.

برای این منظور قطعات مورد نظر را در دمای نسبتاً بالا (شکل ۱-۵) برای مدت زمان نسبتاً طولانی (زمان حرارت دادن بستگی به ابعاد و ترکیب شیمیایی قطعه دارد) حرارت داده و سپس به آهستگی تا دمای اتاق سرد می‌کنند.



شکل ۱-۵

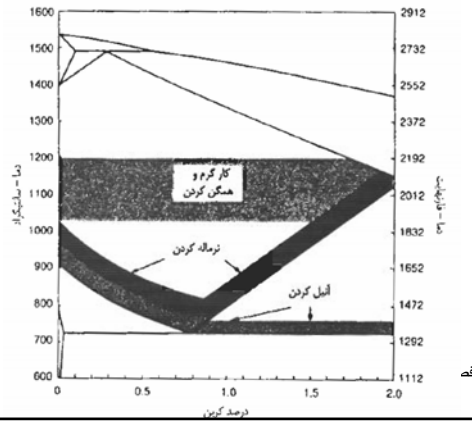
این عملیات به همگن (یکنواختی) کردن و یا آنیل نفوذی^۱ موسوم است. از آنجایی که دمای انتخاب شده نسبتاً بالاست نفوذ سریع بوده و بنابراین پس از پایان عملیات، نایکنواختی میکروساختار و ترکیب شیمیایی از بین می‌رود. به علاوه، فازهای ثانویه نظیر کاربیدهای راسب شده به هنگام انجماد، در آستنیت حل شده و به صورت محلول درمی‌آیند.

آنیل کردن^۲ Annealing

به هر نوع عملیات^۲ حرارتی که منجر به تشکیل ساختاری بجز مارتنزیت و یا سختی کم و انعطاف پذیری زیاد شود اطلاق می‌شود. از آنجایی که این مفهوم بسیار کلی است، عملیات حرارتی آنیل به یک سری فرایندهای مشخصتر و دقیقتر تقسیم می‌شود. این تقسیم‌بندی بر اساس دمای عملیات، روش سرد کردن، ساختار و خواص نهایی است.

آنیل کامل^۱ Full annealing

آنیل کامل عبارت از حرارت دادن فولاد در گستره دمایی نشان داده شده در شکل ۵-۱ و سپس سرد کردن آهسته، معمولاً در کوره است. تحت شرایط فوق آهنگ سرد شدن در حدود ۰/۰۲ درجه سانتیگراد بر ثانیه است. همچنان که از شکل ۵-۱ مشخص است، گستره دمایی آستنیته کردن برای آنیل کامل، تابع درصد کربن فولاد است. بدین صورت که، برای فولادهای هایپروتکتوئید حدود ۵۰ درجه سانتیگراد بالای خط A_{cm} و برای فولادهای هایپروتکتوئید



حدود ۵۰ درجه سانتیگراد بالای خط A_1 است.

واژه آنیل بدون پسوند استفاده شود، منظور همان آنیل کامل است.

7

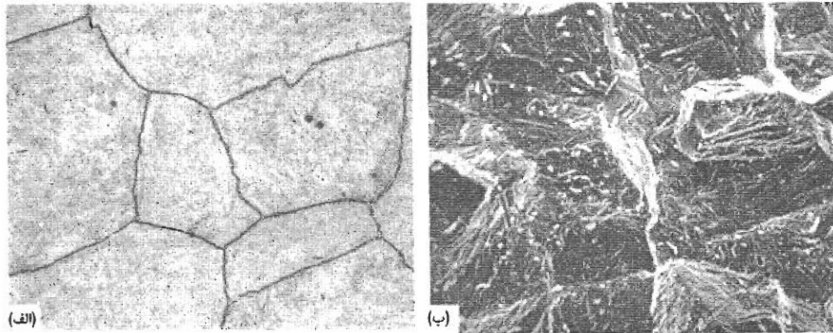
دماهای بحرانی A_1 و A_{cm} تا حدودی تحت تأثیر

عناصر آلیاژی در فولادها تغییر می‌کند. بنابراین، به طور کلی در عملیات آنیل کامل، فولادهای هایپروتکتوئید را در ناحیه تکفازی آستنیت و فولادهای هایپروتکتوئید را در ناحیه دوفازی آستنیت - سمنتیت حرارت می‌دهند.

علت آستنیته کردن فولادهای هایپروتکتوئید در ناحیه دوفازی آستنیت - سمنتیت این است که سمنتیت پرویوتکتوئید در این فولاد به صورت کروی و مجتمع شده در آید. اگر چنین فولادی تا بالای خط A_{cm} حرارت داده شود، در ضمن آهسته سرد شدن سمنتیت پرویوتکتوئید به صورت شبکه پیوسته‌ای در مرز دانه‌های آستنیت رسوب می‌کند و در نتیجه منجر به ترد و شکننده شدن فولاد می‌شود.

فصل پنجم

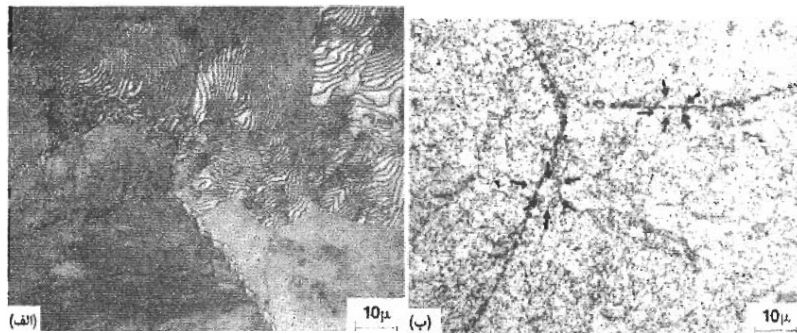
8



شکل ۲-۵ (الف) شبکه پیوسته کاربید در مرز دانه‌های آستنیت اولیه در فولاد ۵۲۱۰۰ میکروساختار نوری، محلول حکاکی نایتال، بزرگنمایی $\times 600$ (ب) شکست در امتداد کاربیدهای تشکیل شده در مرز دانه‌های آستنیت در فولاد ۵۲۱۰۰ میکروساختار الکترونی. بزرگنمایی $\times 415$ [۱].

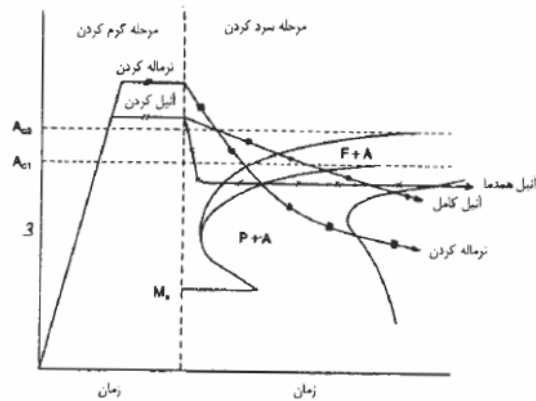
بنابراین در عملیات آنیل کامل، هدف از آستنیت‌کردن

فولادهای هایپریتکتوئید در ناحیهٔ دوفازی آستنیت - سمنتیت، عبارت از شکستن شبکهٔ پیوسته کاربید یاد شده و تبدیل آن به ذرات ریز و کروی شکل مجزا از یکدیگر است. نیروی



شکل ۳-۵ (الف) سمنتیت پرویوتکتوئید در فولاد ۵۲۱۰۰ نرماله شده. (ب) سمنتیت پرویوتکتوئید مربوط به تصویر الف پس از اینکه فولاد به منظور سخت شدن در 850°C درجهٔ سانتیگراد آستنیت شده باشد. در این شکل ذرات بسیار ریز، همان سمنتیت مربوط به پرلیت اولیه بوده که کروی شده است. علامتهای پیکان، دانه‌های ریز آستنیتی را نشان می‌دهد که در ضمن آستنیت‌کردن در 850°C درجهٔ سانتیگراد به وجود آمده‌اند [۱].

در عملیات آنیل کامل، نه تنها دمای آستنیتیزه کردن بلکه آهنگ سرد شدن نیز از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. به علت سرد شدن آهسته، فریت تشکیل شده دارای دانه‌های درشت و هم محور بوده و پرلیت دارای فاصله بین لایه‌های نسبتاً زیاد (پرلیت خشن یا درشت) است. از جمله مشخصه‌های مکانیکی این میکروساختار عبارت از کاهش سختی و استحکام و افزایش انعطاف پذیری است.

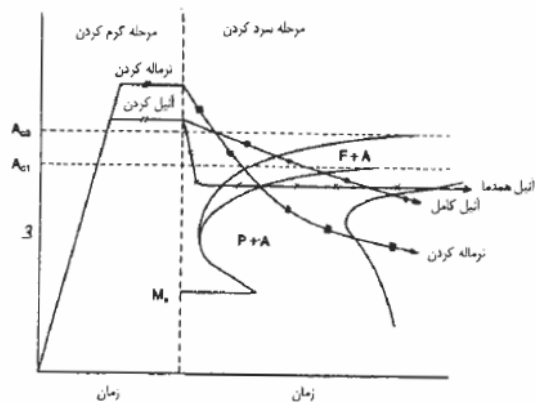


شکل ۴-۵

11

آنیل همدمای

این عملیات، شامل حرارت دادن فولاد در دو دمای مختلف است، ابتدا عملیات آستنیتیزه کردن که در همان گستره دمایی مربوط به آنیل کامل انجام می‌شود و سپس سرد کردن سریع تا دمایی دگرگونی (زیر خط A_{c1}) و نگه داشتن برای مدت زمان کافی جهت انجام دگرگونی. پس از پایان دگرگونی، فولاد را با هر آهنگ سرد شدن دلخواهی می‌توان سرد کرد.



12

زمان لازم برای آنیل همدمما در مقایسه با آنیل کامل به مراتب کمتر است، در حالی

که سختی نهایی کمی بیشتر خواهد بود. همانند آنیل کامل، میکروساختار حاصل از آنیل همدمما در فولادهای هیپوئکتوئید، یوئکتوئید و هایپریوئکتوئید به ترتیب عبارت از فریت - پرلیت، پرلیت و پرلیت - سمنتیت است. ولی پرلیت حاصل نسبتاً ظریفتر و درصد فریت و سمنتیت پرویوئکتوئید تا حدودی کمتر است.

از جمله موارد عمده کاربرد آنیل همدمما در رابطه با فولادهای آلیاژی است که دارای سختی پذیری^۱ بالایی اند (به فصل ششم مراجعه شود). در صورتی که پیر روی این فولادها عملیات حرارتی آنیل کامل انجام شود به علت سختی پذیری زیاد، ساختار نهایی حاصل به جای پرلیت خشن، ممکن است پرلیت ظریف و یا حتی مخلوطی از پرلیت ظریف و بینیت بالایی باشد.

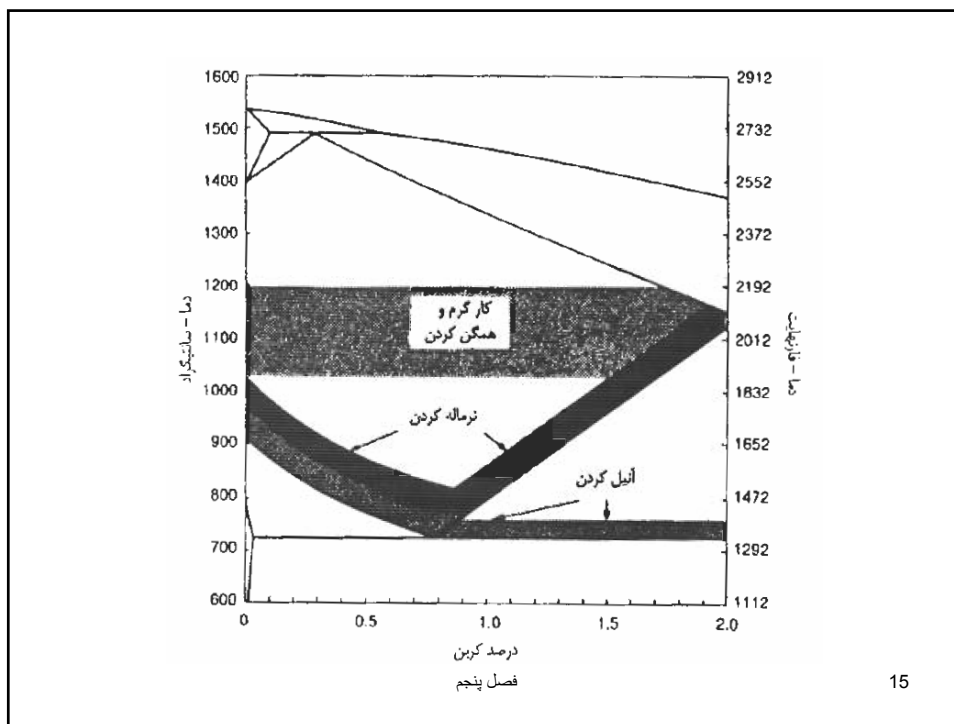
نرماله کردن^۳ Normalizing

نرماله کردن یکی دیگر از انواع روشهای عملیات حرارتی است که میکروساختار حاصل همانند آنیل کردن شامل پرلیت، مخلوطی از پرلیت و فریت و یا مخلوطی از پرلیت و سمنتیت (بستگی به ترکیب شیمیایی فولاد) است.

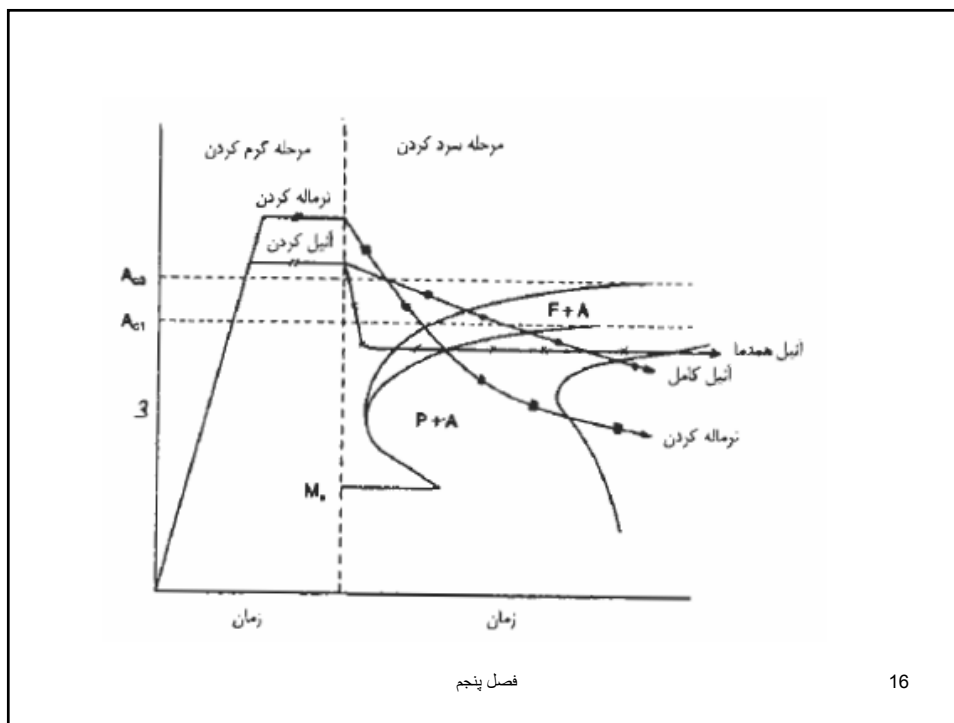
در نرماله کردن، دمای آستنیته کردن برای فولادهای هیپوئکتوئید کمی بالاتر از گستره دمایی مربوط به آنیل کردن است در حالی که برای فولادهای هایپریوئکتوئید از گستره دمایی 50°C درجه سانتیگراد بالای A_{cm} استفاده می شود

برخلاف آنیل کامل که فولاد در کوره

سرد می شود در عملیات نرماله کردن قطعات پس از آستنیته شدن در هوا سرد می شوند



15



16

از آنجایی که در نرماله کردن فولادهای هیپوپوکتوئید گستره دمایی آستنیتیزه کردن بالاتر از گستره دمایی مربوط به آنیل است، ساختار آستنیت و همچنین توزیع عناصر آلیاژی از یکنواختی بیشتری برخوردار خواهد بود.

یکی دیگر از اهداف مهم نرماله کردن عبارت است از ریز کردن دانه‌های درشتی که اغلب به هنگام کارگرم در دمای بالا و یا در ضمن ریخته‌گری و انجماد به وجود آمده‌اند.

در عملیات نرماله کردن فولادهای هیپوپوکتوئید، ابتدا آستنیتی با ساختار همگن و دانه‌های ریز به وجود می‌آید و سپس در اثر سرد شدن در هوا به فریت و پرلیت تبدیل می‌شود. از نظر خواص مکانیکی، میکروساختار حاصل از نرماله کردن می‌تواند در بعضی موارد به عنوان عملیات حرارتی نهایی منظور شود. در مواردی که هدف سخت کردن قطعاتی باشد که دارای دانه‌های درشت هستند، نرماله کردن به عنوان عملیات حرارتی اولیه جهت ریز کردن دانه‌ها استفاده می‌شود. 17

برای نرماله کردن فولادهای هایپوپوکتوئید از گستره دمایی بین خط A_{cm} و حدود 50° درجه سانتیگراد بالای آن استفاده می‌شود (شکل ۵-۱). انتخاب این گستره دمایی به منظور ریز کردن دانه‌های آستنیت، انحلال کاربیدهای راسب شده و همچنین شکسته شدن شبکه پیوسته کاربیدی که احتمالاً در ضمن عملیات قبلی در مرز دانه‌ها به وجود آمده‌اند، است.

از آنجایی که در نرماله کردن قطعات در هوا سرد می‌شوند، میکروساختارهای به دست آمده اختلاف قابل توجهی با میکروساختارهای حاصل از آنیل دارند.

با توجه به اینکه در نرماله کردن

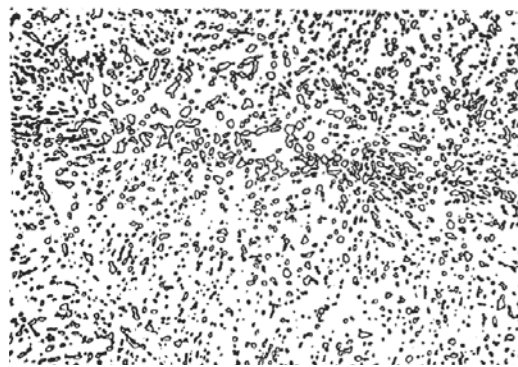
فریت و سمنتیت و فاصله بین لایه‌های پرلیت هر دو کاهش می‌یابند. بنابراین، در مقایسه با خواص حاصل از فرایند آنیل، استحکام و سختی افزایش یافته و انعطاف پذیری تا حدودی کاهش می‌یابد.

نکته‌ای که باید در رابطه با سرد شدن قطعات در هوا در ضمن نرماله کردن بدان توجه داشت این است که، نقاط مختلف در داخل یک قطعه با آهنگهای متفاوت سرد می‌شوند. همچنین آهنگهای سرد شدن یاد شده، با تغییر ابعاد قطعه تغییر می‌کنند.

از اثر ابعاد قطعه بر روی آهنگ سرد شدن، دو نتیجه مهم استنتاج می‌شود؛ اول، در مقاطع خیلی بزرگ آهنگ سرد شدن سطح قطعه ممکن است به طور قابل ملاحظه‌ای بیشتر از ناحیه داخلی باشد و در نتیجه باعث ایجاد تنش در آن شود. دوم اینکه در قطعات خیلی کوچک، به خصوص در مورد فولادهای آلیاژی، سرد شدن در هوا ممکن است منجر به تشکیل بینیت و یا حتی مارتنزیت به جای مخلوط فریت و پرلیت شود. با توجه به این نکته توصیه می‌شود که عملیات نرماله کردن بر روی فولادهای آلیاژی اعمال نشود.

کروی کردن^۵ Spheroidizing

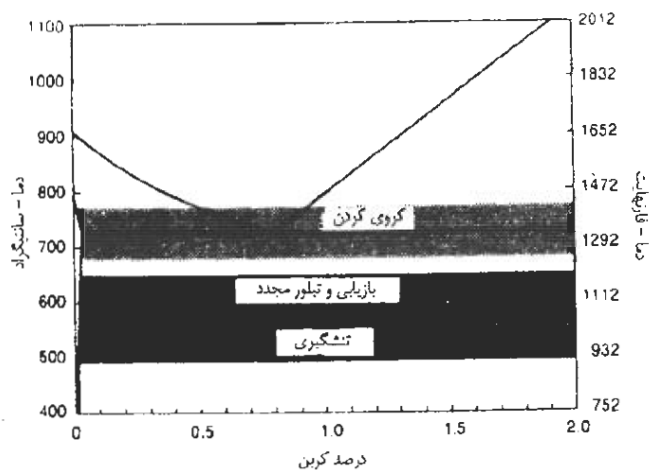
انعطاف پذیرترین و نرمترین شرایط در هر فولاد مربوط به میکروساختاری شامل سمیتیت کروی توزیع شده به طور یکنواخت در زمینه فریتی می‌شود.



شکل ۵-۵ میکروساختار سمیتیت کروی در فولاد $1\text{Mn}-0.6\% \text{C}-0.1\% \text{Fe}$ که با حرارت دادن مارتنزیت به مدت ۲۴ ساعت در 704°C درجه سانتیگراد (1300°F درجه فارنهایت) به دست آمده است. محلول حکاکی، پیکرال، بزرگنمایی $1000\times$ [۱].

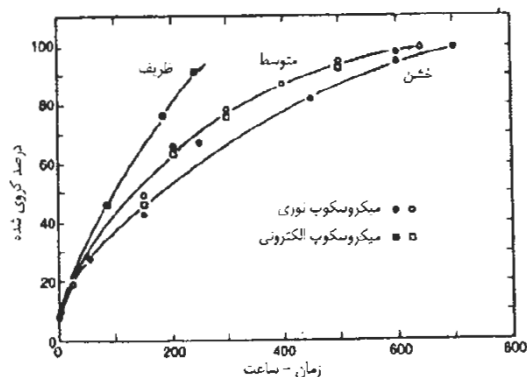
انعطاف پذیری بسیار خوب فولادهای کم کربن و کربن متوسط با سمیتت کروی از این نظر اهمیت دارد که این فولادها اغلب توسط کار سرد شکل می گیرند. از طرف دیگر از آنجایی که ساخت قطعات از جنس فولادهای پر کربن اغلب نیاز به ماشین کاری زیاد دارند، سختی کم میکروساختار سمیتت کروی این فولادها اهمیت قابل ملاحظه ای دارد.

سمیتت کروی پایدارترین میکروساختار موجود در فولادهاست که با حرارت دادن فولاد در مدیت زمان مناسب در گستره دمایی نشان داده شده در شکل ۵-۶ به دست می آید. از آنجایی که کروی کردن سمیتت مستلزم نفوذ است، دما و زمان عملیات باید طوری انتخاب شوند که نفوذ به بهترین وجه انجام گرفته و در نتیجه در کوتاهترین مدت بیشترین درصد سمیتت کروی شود.



شکل ۵-۶ بخشی از نمودار تعادلی آهن-کربن همراه با گستردهای دمایی مربوط به کروی کردن، بازریابی و تبلور مجدد و همچنین تنشگیری [۱].

آهنگ کروی شدن سمنتیت، بستگی به میکروساختار اولیه فولاد و همچنین نحوه عملیات حرارتی کروی کردن دارد. از نظر میکروساختاری، پرلیت بیشترین زمان را برای کروی شدن نیاز دارد و در بین میکروساختارهای مختلف پرلیتی زمان لازم برای کروی شدن به ترتیب از پرلیت خشن به پرلیت متوسط و سپس پرلیت ظریف کاهش می‌یابد.



شکل ۵-۷ پیشرفت عملیات کروی شدن سمنتیت مربوط به پرلیت ظریف، متوسط و خشن در فولاد ۰.۷Si-۰.۴۴C-Fe در ۷۰۰ درجه سانتیگراد (۱۳۹۲ درجه فارنهایت) [۱].

23

در حقیقت لایه‌های

سمنتیت ابتدا در تمام شکسته شده و به ذرات ریز سمنتیت تبدیل می‌شوند و سپس در ادامه عملیات ذرات ریز به شکل کروی درمی‌آیند. از این رو هر چه لایه‌های سمنتیت درشت‌تر باشند زمان کروی شدن هم بیشتر است.

اگر کاربیدهای اولیه به شکل ذرات ریز و مجزا از یکدیگر (بینیت) باشند، کروی شدن بسیار سریعتر خواهد بود. اگر ساختار اولیه مارتنزیت باشد، کروی شدن حتی سریعتر خواهد شد. در حقیقت در ساختارهای مارتنزیتی نیازی به شکسته شدن صفحات سمنتیتی و سپس کروی شدن نیست، بلکه کروی شدن بدین صورت است که کربن فوق اشباع در ضمن خروج از شبکه آهن و تشکیل سمنتیت به شکل کروی رسوب می‌کند.

مهمترین روشهای عملیات حرارتی کرووی کردن عبارت‌اند از:

۱- حرارت دادن فولاد تا درست زیر دمای AC_1 ، نگه داشتن برای مدت زمان کافی جهت کرووی شدن و سپس سرد کردن آن در هوا تا دمای اتاق.

۲- حرارت دادن فولاد تا ناحیه دوفازی بین AC_3-AC_1 برای فولادهای هیپوپکتوئید و یا بین $Acm-AC_1$ برای فولادهای هایپریپکتوئید به منظور آستنیت‌کردن جزئی، سرد کردن آهسته تا زیر دمای A_{T_1} ، نگه داشتن برای مدت زمان کافی جهت کرووی شدن و سپس سرد کردن در هوا تا دمای اتاق.

۳- حرارت دادن فولاد تا بالای دمای AC_1 و آستنیت‌کردن جزئی، سرد کردن تا زیر دمای A_{T_1} و نگه داشتن برای مدت زمانی در حدود ۳۰ دقیقه، گرم کردن مجدد تا بالای AC_1 و تکرار عملیات تا اینکه میکروساختاری با سمنتیت کاملاً کرووی شده به دست آید. پس از کرووی شدن سمنتیت، قطعه را تا دمای اتاق در هوا سرد می‌کنند.

فصل پنجم

25

در اینجا تذکر این نکته ضروری است که پس از پایان سیکل عملیات حرارتی کرووی کردن، آهنگ سرد شدن تا دمای اتاق اثری بر روی درصد سمنتیت کرووی و یا ساختار زمینه ندارد. لیکن، ترجیح داده می‌شود که قطعات در کوره و یا در هوا سرد شوند.

از آنجایی که در روشهای دوم و سوم فولاد به طور جزئی آستنیت می‌شود، تجزیه و شکسته شدن لایه‌های سمنتیت تسریع شده و بنابراین انتظار می‌رود که کرووی شدن فولادهای پرلیتی سریعتر از روش اول باشد. در روش سوم، فولاد متناوباً در حوالی دمای Ae_1 گرم و سرد می‌شود. در حقیقت هر بار که فولاد به ناحیه دوفازی می‌رسد، عمدتاً لایه‌های سمنتیت حل شده و با سرد شدن فولاد در زیر دمای A_{T_1} به کوره‌های سمنتیت افزوده می‌شود. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که کرووی شدن فولادهای پرلیتی توسط روش سوم سریعتر از روش دوم است.

فصل پنجم

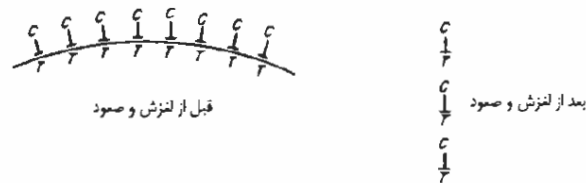
26

از آنجایی که عملیات کروی شدن مستلزم تجزیه و انحلال جزئی سمیت لایه‌ای و سپس راسب شدن آن بر روی کره‌های سمیت است، نفوذ کربن در فاز فریت نقش مهمی را در این رابطه بازی می‌کند. بدین صورت که، هر چه آهنگ نفوذ کربن زیادتر شود، کروی شدن نیز سریعتر می‌شود. به طور کلی، عناصر آلیاژی آهنگ نفوذ کربن در فاز فریت را کاهش می‌دهند و بنابراین عملیات کروی شدن را به تعویق می‌اندازند. از آنجایی که رشد کاربیدهای آلیاژی مستلزم نفوذ عناصر آلیاژی کاربیدساز است و نفوذ این عناصر در مقایسه با کربن بسیار آهسته‌تر است، بنابراین وجود عناصر آلیاژی کاربیدساز کروی شدن را به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌دهد.

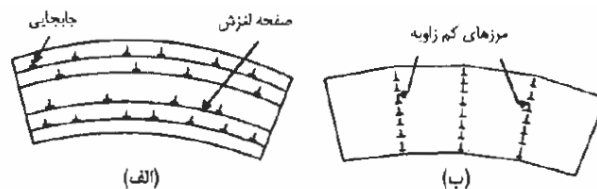
انجام کار سرد بر روی فولادها (تقریباً تمامی فلزات و آلیاژها) باعث افزایش استحکام و سختی و کاهش انعطاف پذیری و یا شکل‌پذیری آنها می‌شود. این پدیده که به کار سختی^۳ موسوم است ناشی از افزایش پیوسته معایب بلوری در اثر ادامه انجام کار سرد است. در اثر کار سرد انرژی داخلی فلز افزایش یافته و بنابراین از نظر ترمودینامیکی ناپایدار خواهد شد. حرارت دادن چنین قطعه‌ای باعث از بین رفتن معایب بلوری موجود و بازیابی میکروساختار و خواص فیزیکی و مکانیکی اولیه می‌شود. این پدیده در کتابهای متالورژی تحت عنوان بازیابی و تبلور مجدد بررسی و مطالعه شده که در ادامه به طور مختصر شرح داده می‌شود.

بازیابی

در ضمن عملیات حرارتی بازیابی، تغییرات عمده‌ای که در ساختار بلوری فلز به وجود می‌آید، عبارت از کاهش و یا از بین رفتن معایب بلوری که از قدرت تحرک زیادی برخوردارند است. در این عملیات، معایب نقطه‌ای نظیر جاهای خالی و اتمهای اضافی یکدیگر را خنثی می‌کنند، نابه‌جاییهای پیچی^۴ چپ‌گرد و راست‌گرد و نابه‌جاییهای لبه‌ای^۵ مثبت و منفی به ترتیب در یکدیگر ادغام شده و حذف می‌شوند. در نتیجه انرژی داخلی کاهش می‌یابد.



شکل ۵-۸ شمایی از لغزش و صعود نابه‌جاییها به منظور کاهش انرژی داخلی (رسم مجدد با استفاده از مراجع ۹ و ۱۴).



شکل ۵-۹ شمایی از چندوجهی شدن: (الف) بلور تغییر شکل داده شده حاوی انبوهی از نابه‌جاییها بر روی صفحات لغزش، (ب) مرزهای فرعی در بلور بازیابی شده (رسم مجدد با استفاده از مراجع ۹ و ۱۳).

در عملیات بازیابی خواص فیزیکی تقریباً به طور کامل بازیابی شده و تا حدودی به خواص فیزیکی قطعه قبل از کار سرد برمی‌گردد. در حالی که، تغییرات خواص مکانیکی چندان محسوس نیست. در حقیقت، عملیات حرارتی تبلور مجدد است که باعث بازیابی خواص مکانیکی قطعه کار سرد شده می‌شود.

تغییراتی که در

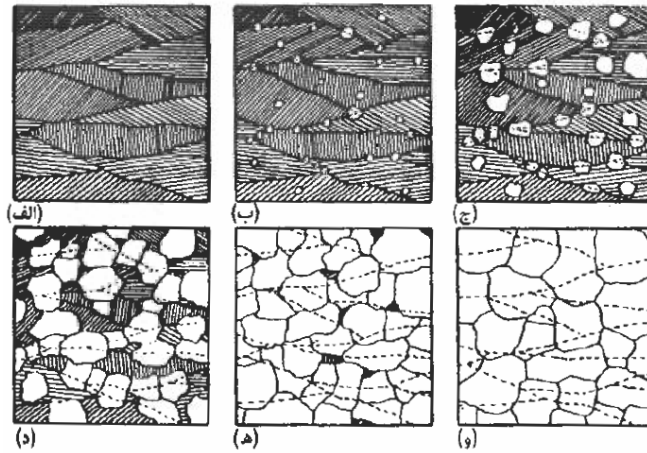
ساختار بلوری در ضمن عملیات بازیابی به وجود می‌آید را نمی‌توان به کمک میکروسکوپ نوری مطالعه کرد و نیاز به میکروسکوپ الکترونی دارد.

تبلور مجدد

از جمله اثرات کار سرد عبارت از تغییر شکل دانه‌ها در جهت اعمال نیرو و ایجاد تنشهای داخلی است. در عملیات حرارتی تبلور مجدد دانه‌های جدید هم محور و عاری از تنش در فلز کار سرد شده به وجود می‌آید.

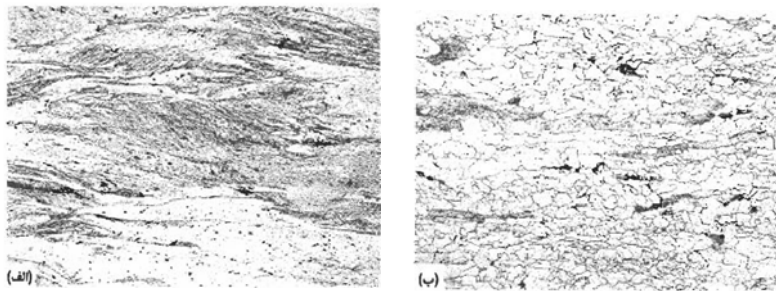
در حقیقت، تبلور مجدد ادامه عملیات حرارتی بازیابی است و

دانه‌های جدید عاری از تنش می‌توانند از دانه‌های فرعی حاصل از عملیات بازیابی به وجود آیند. اساساً فرایند تبلور مجدد شامل جوانه‌زنی و رشد بوده که نیروی محرکه برای این عملیات،



شکل ۵-۱۱ مراحل مختلف در تبلور مجدد یک فلز: (الف) میکروساختار فلز در شرایط کار سرد شده. (ب) با تشکیل چوانه‌هایی از دانه‌های هم‌محور و عاری از تنش، تبلور مجدد شروع می‌شود. (ج-ه) با رشد دانه‌های جدید، تبلور مجدد ادامه می‌یابد. (و) تبلور مجدد به طور کامل انجام شده است، خطوط منقطع در شکل (و) برای نشان دادن موقعیت مرز دانه‌ها در قطعه کار سرد شده است [۳].
فصل پنجم

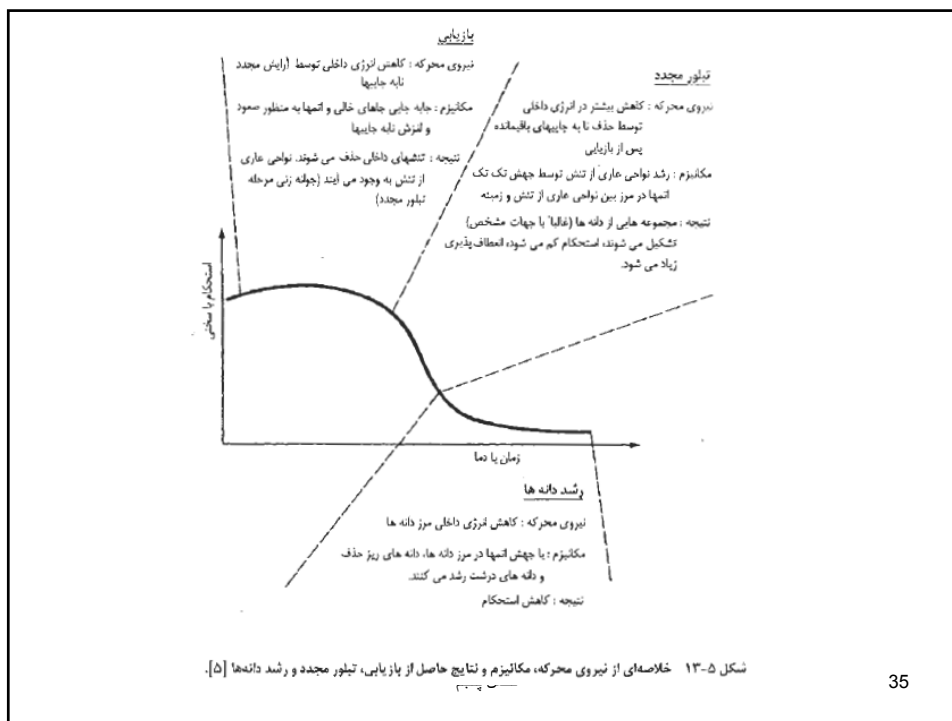
33



شکل ۵-۱۲ (الف) میکروساختار آلیاژ $Fe-0.4C$ پس از اینکه به مقدار ۶۰ درصد کار سرد (نورد) بر روی آن انجام شده است. (ب) میکروساختار فولاد (الف) پس از اینکه به مدت ۲ ساعت در ۵۳۸ درجه سانتیگراد (۱۰۰۰ درجه فارنهایت) انیل شده باشند. در شکل (ب) در حدود ۸۰ درصد ساختار تغییر شکل داده شده (شکل (الف)) به دانه‌های ریز و هم‌محور تبدیل شده است. میکروساختار نوری، محلول حکاکی نایتال. بزرگنمایی $100\times$ [۱].

فصل پنجم

34



35

تنش گیری^۱

Stress relieving

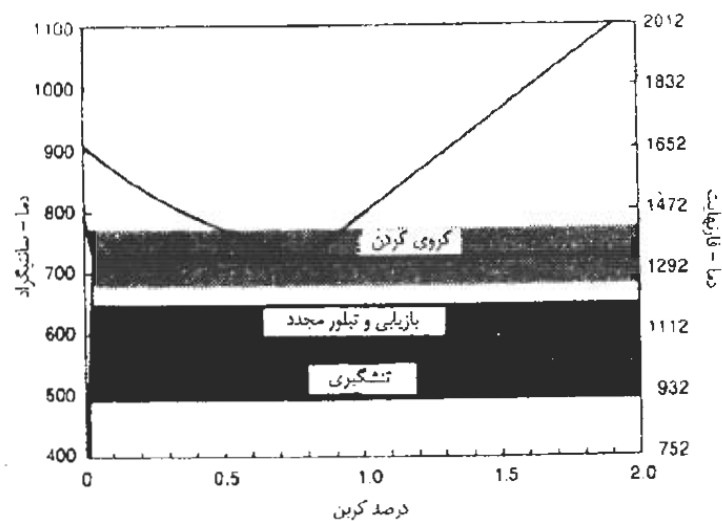
برخی از فرایندهای عملیات حرارتی و یا مکانیکی در قطعات ایجاد تنشهای داخلی می کنند که می تواند مخرب بوده و بر عملکرد این قطعات تأثیر نامطلوب گذارد. تنشهای داخلی حاصل، ممکن است منجر به تاب برداشتن، ترک خوردن و یا انهدام قطعات در تنشهایی به مراتب کمتر از سطح تنش طراحی شده برای آنها شود. از جمله منابع تنشهای داخلی عبارت اند از:

- ۱- نایکنواخت سرد شدن نقاط مختلف قطعه در ضمن کاهش دما از ناحیه آستنیت.
- ۲- ماشینکاری و کار سرد
- ۳- جوشکاری

فصل پنجم

36

برای حذف یا کاهش تنشهای باقیمانده از عملیات قبلی، قطعات مورد نظر را برای زمان مشخص در دمایی زیر دمای بحرانی Ac_1 حرارت می‌دهند. زمان حرارت دهی بستگی به ابعاد قطعه و دمای تشنگیری دارد. هرچه دمای تشنگیری بالاتر انتخاب شود، زمان لازم برای انجام کامل عملیات کمتر است. به منظور جلوگیری از ایجاد تنشهای حرارتی جدید و همچنین احتمال شکستن قطعه در ضمن عملیات حرارتی تنش گیری، معمولاً حرارت دادن به و یا سرد کردن از دمای تشنگیری باید خیلی آهسته انجام شود. این موضوع به ویژه در رابطه با قطعات حجیم و تجهیزات بزرگ جوشکاری شده صادق است.



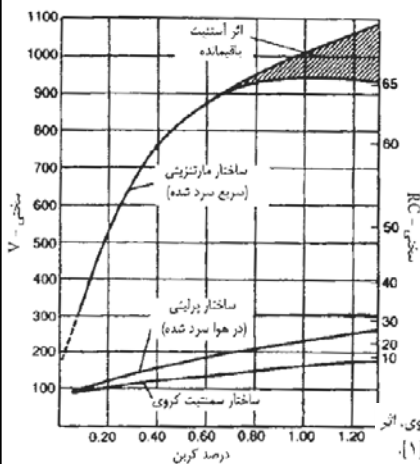
فصل ۶

سختی و سختی پذیری

سختی و درصد کربن

از جمله مهمترین اهداف تشکیل مارتنزیت در فولادها عبارت از سختی زیاد، استحکام بالا و مقاومت در برابر خستگی و سایش است. حداکثر سختی در یک فولاد کربنی ساده مربوط به میکروساختار صددرصد مارتنزیتی می شود. شکل ۶-۱ نشان می دهد که برای هر درصد کربن، سختی ساختار مارتنزیتی به مراتب بیشتر از سختی ساختارهای فریت - پرلیت و یا سمیتیت

کروی - فریت است.



شکل ۶-۱ اثر کربن بر روی سختی فولاد با ساختارهای مارتنزیتی، پرلیتی و سمیتیت کروی. اثر آستنیت باقیمانده بر روی سختی مارتنزیت توسط ناحیه هاشور زده مشخص شده است [۱].

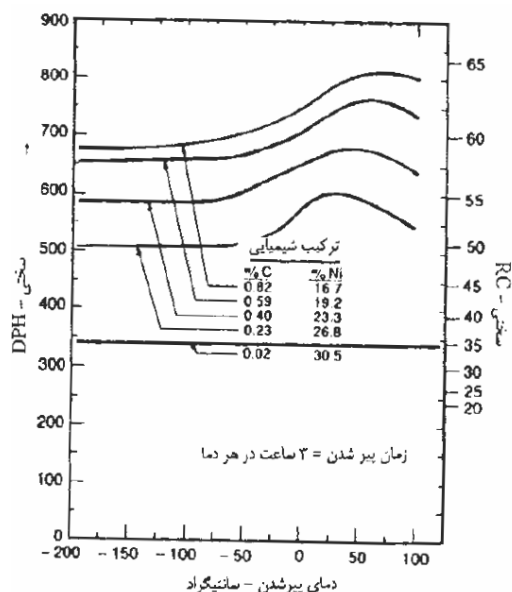
به منظور بهبود خواص مکانیکی، تقریباً در تمامی موارد، فرایند سخت کردن (تشکیل مارتنزیت) همراه با بازیخت^۱ است

عملیات حداکثری جهت تشکیلات مارتنزیت معمولاً بر روی فولادهایی انجام می شود که حداقل ۰/۳ درصد کربن داشته باشند. از آنجایی که سختی مارتنزیت حاصل از سریع سرد کردن فولادهای کربنی ساده با کمتر از ۰/۳ درصد کربن نسبتاً پایین است (شکل ۶-۱)، اصطلاحاً گفته می شود که این فولادها آب نمی گیرند. در رابطه با شکل ۶-۱ تذکر این نکته ضروری است که در مقیاس راکول سی^۱، سختی کمتر از ۲۰ راکول سی فاقد اعتبار است و در این شکل تنها جهت مقایسه آمده است.

در شکل

۶-۱ ناحیه هاشور زده شده اثر آستنیت باقیمانده را بر روی سختی مارتنزیت مشخص می کند. از آنجایی که با افزایش درصد کربن دمای M_f کاهش می یابد (شکل ۳-۶) میزان آستنیت باقیمانده در دمای اتاق نیز با افزایش درصد کربن افزایش می یابد.

از جمله پارامترهای دیگر که بر روی سختی مارتنزیت اثر می گذارد پدیده پیرشدن^۱ یا گذشت زمان است. شکل ۶-۳ نشان می دهد که پیرشدن مارتنزیت در دمای اتاق باعث افزایش سختی فولادهای Fe-Ni-C می شود. نتایج تحقیقات مشابه بر روی فولادهای کربنی ساده نشان می دهد که تغییرات مشابهی در سختی مارتنزیت این نوع فولادها نیز مشاهده شده است. بنابراین اگر توجهی به فاصله زمانی بین سریع سرد شدن قطعه و اندازه گیری سختی نشود تغییرات پراکنده ای در نتایج حاصل دیده خواهد شد.



شکل ۳-۶ سختی مارتنزیت در آلیاژ Fe-Ni-C. تمام سختیها در ۱۹۵- درجه سانتیگراد (۳۲۰- درجه فارنهایت) و پس از ۳ ساعت پیر شدن مارتنزیت در دمای نشان داده شده بر روی محور افقی اندازه گیری شده‌اند [۱].

اندازه دانه‌های آستنیت اولیه، پارامتر دیگری است که بر روی سختی مارتنزیت اثر می‌گذارد. از آنجایی که مرز دانه‌های آستنیت می‌تواند به عنوان یکی از موانع مؤثر در برابر پیشرفت و رشد صفحات مارتنزیتی عمل کند، هر چه دانه‌های آستنیت اولیه ریزتر باشد، چگالی صفحات مارتنزیتی در واحد حجم بیشتر بوده و بنابراین سختی مارتنزیت نیز افزایش می‌یابد.

استحکام مارتنزیت

در فصل سوم، در رابطه با نظریه تشکیل مارتنزیت به این نکته اشاره شد که در اثر سریع سرد شدن فولاد از ناحیه آستنیت، اتمهای کربن در حفره‌های هشت وجهی شبکه fcc محبوس شده و از تبدیل آن به شبکه تعادلی bcc در دمای اتاق جلوگیری می‌کند. این موضوع باعث جابه‌جا شدن اتمهای آهن از محل‌های استقرار اولیه خود و به وجود آمدن شبکه بلوری bcc می‌شود.

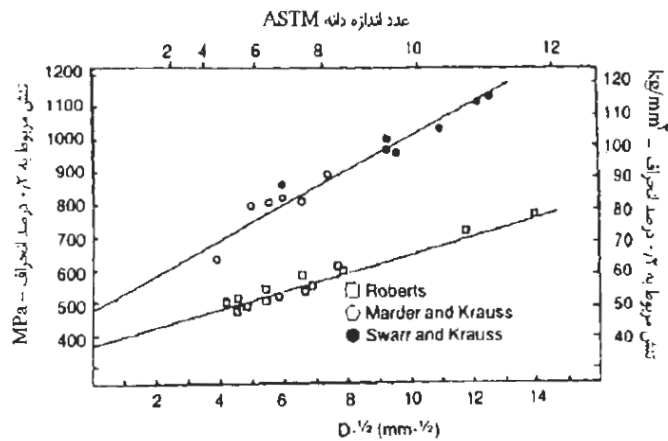
در حقیقت یکی از عوامل عمده افزایش سختی و استحکام مارتنزیت همین

اختلالات شبکه بلوری است که در نتیجه آن حرکت ناب‌ها بسیار مشکل می‌شود.

علاوه بر کربن، ساختار فرعی^۱ مارتنزیت نیز در افزایش استحکام نقش مهمی را بازی می‌کند. همچنان که در فصل سوم بحث شد، دگرگونی مارتنزیتی از این نظر منحصر به فرد است که انجام آن همراه با به وجود آمدن چگالی بالایی از معایب خطی نظیر نابه‌جاییها و / یا دوقلوهای ریز و ظریف در میکروساختار فولاد است.

بنابراین، استحکام مارتنزیت عمدتاً ناشی از دو پارامتر است: یکی کربن موجود در شبکه بلوری که به صورت محلول جامد فوق اشباع باشد و دیگری ساختار فرعی که در حقیقت همان چگالی بالایی از نابه‌جاییها و دوقلوهاست.

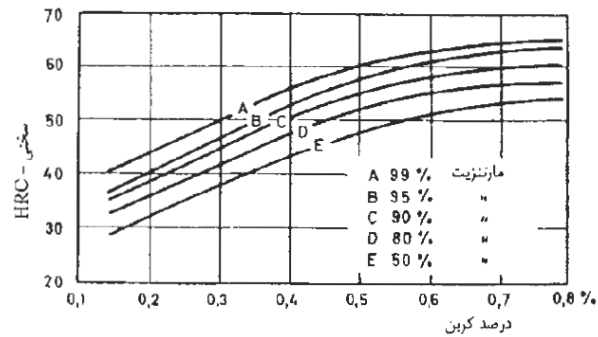
از آنجایی که دمای M_s مربوط به فولادهای کربنی ساده مخصوصاً فولادهای کم کربن نسبتاً بالاست (شکل ۳-۶)، در ضمن سریع سرد شدن و قبل از رسیدن به دمای اتاق درصدی از کربن که به صورت محلول در فضاها^۲ی هشت وجهی محبوس شده است نفوذ کرده و بر روی نابه‌جاییها، فصل مشترک بین لایه‌های مارتنزیتی و فصل مشترک بین بسته‌های مارتنزیتی رسوب می‌کند. این فرآیند به بازپخت خودبه‌خورد^۳ موسوم است و به نظر می‌رسد که اثر کربن محلول بر روی استحکام کششی را باید کاهش دهد.



شکل ۶-۵ اثر اندازه بسته‌های مارتنزیت (D) بر روی افزایش استحکام مارتنزیت لایه‌ای، منحنی بالایی مربوط به فولاد ۰.۲٪ C-Fe و منحنی پایینی مربوط به مارتنزیت Fe-Mn است [۱].

سختی پذیری

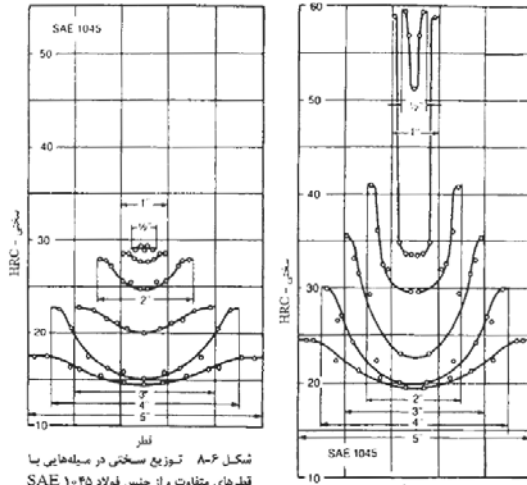
در صورتی که آهنگ سرد شدن یک فولاد از ناحیه آستنیت بیشتر از آهنگ سرد شدن بحرانی^۱ (حداقل آهنگ سرد شدنی که از تشکیل پرلیت و بینیت جلوگیری شود) باشد، سختی حاصل عمدتاً بستگی به درصد کربن فولاد دارد. اگر آهنگ سرد شدن کمتر از آهنگ سرد شدن بحرانی باشد، درصد مارتنزیت حاصل کاهش یافته و بنابراین سختی فولاد نیز کاهش می‌یابد. در اینجا منظور از کربن فولاد، مقدار کربنی است که در آستنیت به صورت محلول جامد باشد. به بیان دیگر، آن مقدار کربنی که پس از آستنیت شدن فولاد به صورت کاربید باقی می‌ماند، در دگرگونی تشکیل مارتنزیت شرکت نداشته و بنابراین اثری بر روی سختی مارتنزیت ندارد. ارتباط بین سختی، درصد کربن و درصد مارتنزیت در شکل ۶-۶ نشان داده شده است.



شکل ۶-۶ ارتباط بین سختی، درصد کربن و درصد مارتنزیت [۶].

سختی پذیری عبارت از توانایی یا قابلیت تشکیل مارتنزیت (و سخت شدن فولاد) در اثر سریع سرد شدن از ناحیه آستنیت است. سختی پذیری توسط ضخامت پوسته سخت شده مشخص می‌شود. ضخامت پوسته سخت شده عبارت از فاصله سطح تا محلی در داخل نمونه که دارای ۵۰ درصد مارتنزیت باشد است. ۵۰ درصد بقیه ساختار را معمولاً بینیت در نظر می‌گیرند. بنابراین هر چه سختی پذیری یک فولاد بیشتر باشد ضخامت پوسته سخت شده و یا به عبارت دیگر ضخامت پوسته‌ای که در اثر سریع سرد شدن بیشتر از ۵۰ درصد ساختار آن مارتنزیت شود بیشتر خواهد بود.

توزیع سختی در یک قطعه

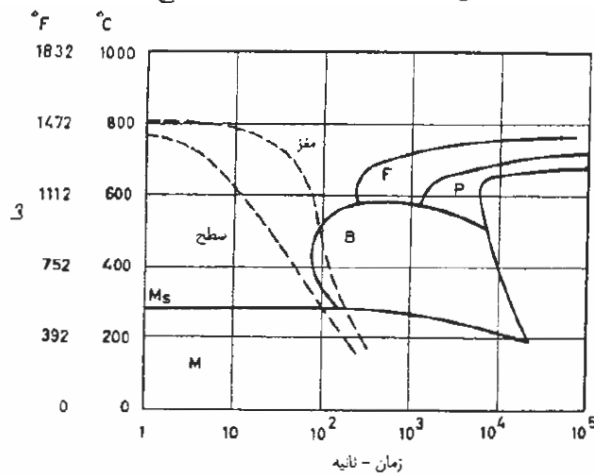


شکل ۶- توزیع سختی در میله‌هایی با قطرهای متفاوت و از جنس فولاد SAE 1045 که در روغن سریع سرد شده باشند [۱].

شکل ۷- توزیع سختی در میله‌هایی با قطرهای متفاوت و از جنس فولاد SAE 1045 که در آب سریع سرد شده باشند [۱].

تغییرات سختی از سطح به مرکز برای یک سری میله‌های فولادی به قطرهای مختلف و از جنس فولاد کربنی ساده SAE 1045 (با ترکیب شیمیایی $0.17\% \text{Si}$ و $0.14\% \text{S}$ و $0.22\% \text{P}$ و $0.48\% \text{C}$ و $0.6\% \text{Mn}$) که به ترتیب در آب و روغن سریع سرد شده باشند نشان داده شده است. 13

سختی از سطح به طرف مرکز کاهش می‌یابد. دلیل اینکه چرا سطح یک فولاد سریع سرد شده سخت‌تر از مرکز آن است را می‌توان به کمک نمودار CCT توضیح داد.



شکل ۹- شمایی از منحنی‌های سرد شدن برای سطح و مغز نمونه‌ای به قطر ۹.۵ میلی‌متر که پس از استنیت‌شدن، در روغن سریع سرد شده باشد. سطح کاملاً مارتنزیت شده، در حالی که مغز نمونه حاوی مقداری بینیت بالایی است [۶].

14

از مطالعه شکل‌های ۷-۶ و ۸-۶ همچنین مشخص است که با افزایش قطر یا ضخامت، سختی تمام نقاط از جمله سطح و مرکز نمونه‌ها کاهش می‌یابد. در حقیقت با افزایش ابعاد قطعه، آهنگ سرد شدن کاهش می‌یابد و در نتیجه در مرکز آن پرفیت و فریت تشکیل شده که منجر به کاهش بیشتر سختی مرکز می‌شود.

پارامترهای دیگری که بر روی توزیع سختی در یک نمونه فولادی اثر دارد و از شکل‌های ۷-۶ و ۸-۶ نیز مشخص است، شدت سردکنندگی محیط است. از آنجایی که روغن نسبت به آب، محیط سردکننده ملایمتری است، آهنگ سرد شدن میله‌های مختلف در روغن به مراتب کمتر از آهنگ سرد شدن میله‌های مشابه در آب است. بنابراین، سختی نقاط مختلف نمونه‌هایی که در روغن سریع سرد می‌شوند، همواره کمتر از سختی نقاط مشابه در نمونه‌های مشابهی است که در آب سریع سرد شده باشند.

از جمله پارامترهای دیگر که بر روی توزیع سختی در قطعات فولادی مؤثر است، عناصر آلیاژی و مقدار کمی آنها در فولادهاست.

نقش عناصر آلیاژی به تأخیر انداختن نفوذ و در نتیجه افزایش مدت زمان لازم برای تجزیه آستنیت به مخلوط فریت و سمنتیت و بنابراین فراهم کردن امکان تشکیل مارتنزیت در آهنگ‌های سرد شدن کمتر است. در واقع حضور این عناصر نمودار TTT را به سمت راست جابه‌جا می‌کند.

پارامترهای مؤثر بر روی سختی پذیری

- ۱- اندازه دانه‌های آستنیت
- ۲- درصد کربن
- ۳- عناصر آلیاژی
- ۴- آخال - ناخالصیهای نافلزی^۱
- ۵- ممکن بودن میکروساختار

۱- اندازه دانه‌های آستنیت

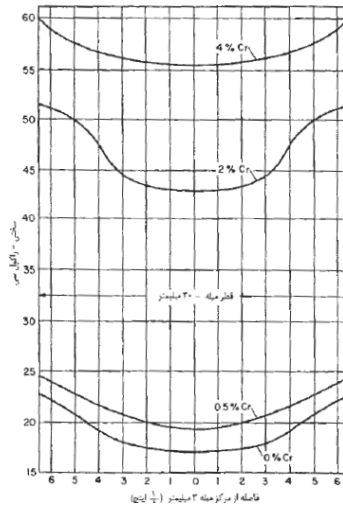
اثر اندازه دانه‌ها بر روی سختی پذیری با توجه به جوانه زنی ناهمگن پرلیت از مرز دانه‌های آستنیت توضیح داده می‌شود. در حالی که آهنگ رشد پرلیت مستقل از اندازه دانه‌های آستنیت است، تعداد جوانه‌هایی که در واحد زمان (ثانیه) تشکیل می‌شود مستقیماً با محللهای مناسب برای تشکیل آنها (مرز دانه‌ها) متناسب است. از آنجایی که با ریز شدن دانه‌ها کل سطوح مربوط به مرز دانه‌ها افزایش می‌یابد، در یک فولاد با دانه‌های ریز تشکیل پرلیت به مراتب سریعتر از یک فولاد با دانه‌های درشت است. در نتیجه سختی پذیری فولاد با دانه‌های ریز کمتر از سختی پذیری فولاد با دانه‌های درشت خواهد بود. لیکن، استفاده از فولاد با دانه‌های درشت به منظور افزایش سختی پذیری عملاً کاربرد صنعتی ندارد، زیرا افزایش سختی پذیری از این روش با تغییرات ناخواسته و زیان آور در خواص فولاد نظیر افزایش تودی و کاهش انعطاف پذیری همراه است. از جمله معایب دیگر که بیشتر در فولادهای دانه درشت به وجود می‌آید عبارت است از: ترکهای ناشی از سریع سرد کردن^۱ یا ترکهای ناشی از شوکهای حرارتی^۲ که در اثر تنشهای حاصل از عملیات حرارتی به وجود می‌آیند.

۲- درصد کربن

سختی پذیری یک فولاد شدیداً تحت تأثیر درصد کربن آن تغییر می‌کند. بدین صورت که اگر کربن به صورت محلول در آستنیت باشد، افزایش آن باعث افزایش سختی پذیری می‌شود. دلیل این امر را می‌توان در این حقیقت جستجو کرد که با افزایش درصد کربن تشکیل پرلیت و فزاز پرویوکتوئید مشکلتر شده و در نتیجه نمودار CCT به سمت راست جابه‌جا می‌شود.

۳- عناصر آلیاژی

مشخص شده است که عناصری که میل ترکیبی آنها با کربن بیشتر از تمایل آنها به حل شدن در فریت باشد در صورتی بیشترین اثر را بر روی سختی پذیری دارند که قبل از سریع سرد شدن فولاد، در آستنیت کاملاً حل شده باشند. یک عنصر کاربیدساز که در آستنیت حل نشده باشد به صورت ذرات کاربید در ساختار ظاهر می‌شود و مانع از رشد دانه‌های آستنیت شده و در نتیجه سختی پذیری را کاهش خواهد داد. کاربیدهای حل نشده، درصد کربن و عناصر آلیاژی محلول در آستنیت را نیز کاهش می‌دهند.



شکل ۶-۱۲ توزیع سختی در داخل میله‌های فولادی به قطر ۴۰ میلیمتر (شاید) فولادها ۰/۳۵ درصد کربن داشته و درصد کرم بر روی منحنیهای سختی نشان داده شده است. میله‌ها در روغن سریع سرد شده و عاری از کاربید کرم حل نشده بوده‌اند [۱۶].

21

۴- آخال - ناخالصیهای نافلزی^۱

آخال یا ناخالصیهای نافلزی به صورت ذرات بسیار ریز در میکروساختار فولاد توزیع شده و از رشد دانه‌های آستنیت جلوگیری می‌کنند. علاوه بر آن، این ذرات به عنوان محل‌های تشکیل پرتیت عمل می‌کنند و بنابراین جوانه‌زنی پرتیت از آستنیت را به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌دهند. به این ترتیب، آخال سختی‌پذیری را کاهش خواهند داد.

۵- همگن بودن میکروساختار

در حالی که کاربید آهن به راحتی در فاز آستنیت حل می‌شود، بعضی از کاربیدهای آلیاژی نظیر کاربیدهایی که توسط کرم، مولیبدن و عناصر مشابه دیگر تشکیل می‌شوند نرخ انحلال کمتری دارند.

در

مواردی که فولاد قبل از انحلال کامل کاربیدها و توزیع یکنواخت آنها در آستنیت سریع سرد شود، نواحی مختلف آستنیت از نظر ترکیب شیمیایی همگن نخواهد بود. تحت چنین شرایطی سختی پذیری نقاطی که از نظر درصد کربن و عنصر آلیاژی فقیرند کم خواهد بود. از سوی دیگر نواحی پرکربن که از نظر درصد عنصر آلیاژی نیز غنی هستند از سختی پذیری خوبی برخوردار خواهند بود. بنابراین، به طور کلی ناهمگن بودن آستنیت از نظر ترکیب شیمیایی باعث کاهش سختی پذیری فولاد می‌شود. این عیب را می‌توان با افزایش دما و یا زمان آستنیت‌کودن و در نتیجه انحلال بیشتر و یکنواخت‌تر کاربیدها در آستنیت برطرف کرد.

فصل ششم

23

۴-۴-۳ آهنگ سرد شدن و پارامترهای مؤثر بر آن

بدون توجه به ابعاد و ترکیب شیمیایی، افزایش آهنگ سرد شدن باعث افزایش ضخامت لایه سخت شده می‌شود

آهنگ سرد شدن یک فولاد تحت تأثیر دو پارامتر مهم تغییر می‌کند: یکی انتقال حرارت از داخل به سطح نمونه فولادی و دیگری انتقال حرارت از سطح قطعه توسط محیط سردکننده.

از آنجایی که عملاً امکان کنترل خواص حرارتی در فولادها بسیار کم است مهمترین روش، کنترل آهنگ سرد شدن یک قطعه با انتخاب صحیح محیط سردکننده مناسب انجام می‌شود.

فصل ششم

24

شدت سردکنندگی محیط

تأثیر یک محیط سردکننده را توسط پارامتر انتقال حرارت معادل^۲ که مشخص کننده شدت یا قدرت سردکنندگی محیط است و توسط حرف "H" نشان داده می‌شود معین می‌کنند. مقدار H را می‌توان از معادله زیر به دست آورد:

$$H = \frac{F}{K}$$

که در این معادله F پارامتر انتقال حرارت^۳ با واحد °F.Btu/in.sec و K هدایت حرارتی^۴ فولاد با واحد °F.Btu/in.sec است. در عمل برای مشخص کردن شدت سردکنندگی محیطهای مختلف و همچنین مقایسه و بررسی اثرات آنها، شدت سردکنندگی آب را تحت شرایط مشخص و ثابتی برابر یک فرض کرده و شدت سردکنندگی محیطهای دیگر را نسبت به آن می‌سنجند.

به طور کلی با افزایش مقدار "H" شدت سردکنندگی محیط نیز افزایش می‌یابد.

فصل ششم

25

جدول ۶-۲ اثر تلاطم بر روی شدت سردکنندگی (H) برای چند محیط مختلف [۱].

نوع محیط			شرایط محیط
آب نمک	آب	روغن	هوا
۲	۰/۹-۱	۰/۲۵-۰/۳	۰/۰۲
			هیچگونه حرکت نسبی بین قطعه و محیط وجود نداشته باشد
۲-۲/۲	۱-۱/۱	۰/۳-۰/۳۵	-
			حرکت نسبی آرام بین قطعه و محیط وجود داشته باشد
-	۱/۲-۱/۳	۰/۳۵-۰/۴	-
			حرکت نسبی متوسط بین قطعه و محیط وجود داشته باشد
-	۱/۴-۱/۵	۰/۴-۰/۵	-
			تلاطم خوب در محیط
-	۱/۶-۲	۰/۵-۰/۸	۰/۰۵
			تلاطم زیاد
۵	۴	۰/۸-۱/۱	-
			تلاطم بسیار زیاد

فصل ششم

26

آزمایش جامینی^۲ برای تعیین سختی پذیری

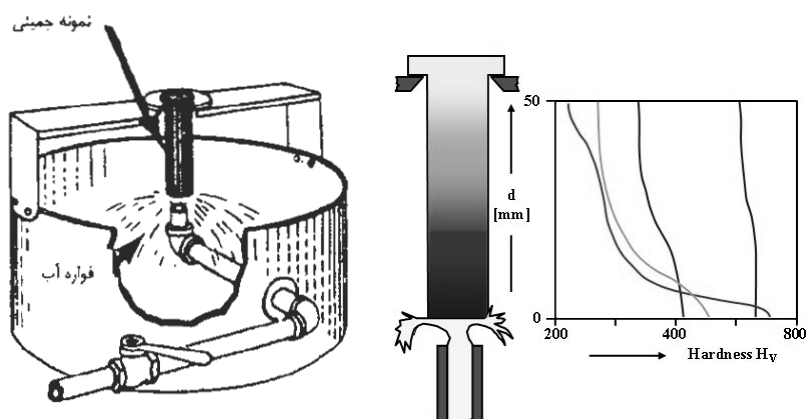
برای این منظور از یک نمونه استوانه‌ای به قطر ۲۵ میلیمتر (۱ اینچ) و طول ۱۰۰ میلیمتر (۴ اینچ) و مطابق شکل ۶-۲۳ استفاده می‌شود. از آنجایی که ساختار اولیه فولاد اثر قابل توجهی بر روی سختی پذیری آن دارد بهتر است نمونه‌ها قبل از آزمایش نرماله شوند.

در این روش نمونه مورد نظر را تا دمای سخت کردن فولاد حرارت داده و

به مدت تقریباً ۲۰ دقیقه در آن دما نگه می‌دارند. پس از آن به کمک یک فواره آب با فشار و دبی مشخص، نمونه را از یک انتها توسط آب ۲۵ درجه سانتیگراد سرد می‌کنند. فاصله فواره از انتهای نمونه در حدود ۱۲/۵ میلیمتر (۰/۵ اینچ) است (شکل‌های ۶-۲۳ و ۶-۲۴). تحت این شرایط، آهنگ سرد شدن نقاط مختلف نمونه از انتهای سریع سرد شده (آب پاشیده شده) به سمت دیگر کاهش می‌یابد.

فصل ششم

27

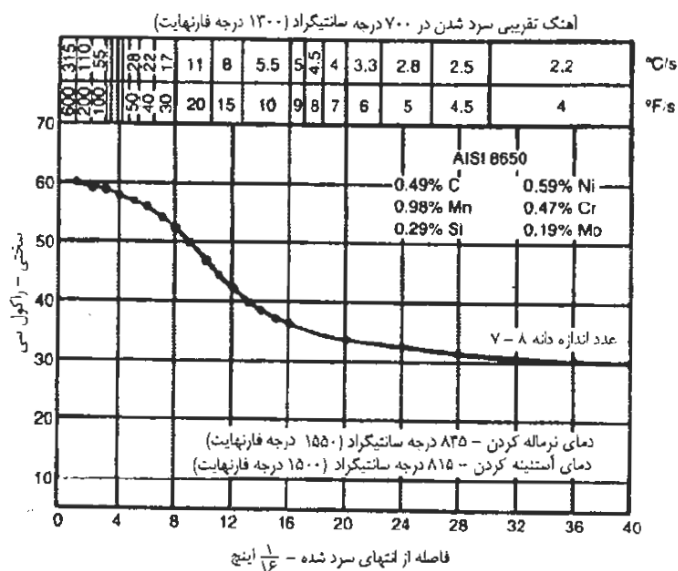


شکل ۶-۲۴ شمایی از نمونه جامینی در دستگاه جامینی در حال سرد شدن

فصل ششم

28

پس از سرد شدن، دو طرف نمونه موازی طول آن به اندازه 0.4 میلیمتر از هر طرف سنگ زده و سختی نمونه در امتداد محور طولی از یک انتها به انتهای دیگر و به فواصل $1/5$ میلیمتر ($1/16$ اینچ) اندازه گیری می شود. به این ترتیب منحنی تغییرات سختی برحسب فاصله از انتهای سریع سرد شده که به نمودار جامینی موسوم است را رسم می کنند.



شکل ۶-۲۵ روش نشان دادن سختی پذیری یک فولاد با استفاده از نتایج حاصل از آزمایش جامینی. اطلاعات داده شده در این شکل مربوط به فولاد AISI ۸۶۵۰ است [۱].

کاربرد نتایج حاصل از آزمایش جамینی

یکی از کاربردهای مهم نمودار جامینی عبارت از مقایسه سختی پذیری فولادهای تهیه شده از ذوبهای مختلفی است که برای تولید یک نوع فولاد با مارک مشخص استفاده می شوند. بنابراین، ملاحظه می شود که آزمایش جامینی می تواند به عنوان معیاری برای کنترل کیفی به کار رود.

همچنین از منحنیهای جامینی می توان برای پیش بینی و تخمین توزیع سختی در قطعات فولادی با ابعاد مختلف هنگامی که در محیطهای متفاوت سریع سرد شوند استفاده کرد.

پایان فصل ششم

فصل ششم

31

فصل هفتم

بازپخت Tempering

به علت تنشهای داخلی ایجاد شده در ضمن سریع سرد شدن، تقریباً تمامی قطعات سخت شده نسبتاً ترد و شکننده‌اند. از این رو، به‌ندرت فولادها پس از سریع سرد شدن و در شرایط سخت (مارتنزیت) شده استفاده می‌شوند، مگر در موارد استثنایی نظیر هنگامی که به سختی فوق‌العاده زیادی نیاز باشد و یا در رابطه با فولادهای کم‌کربن. معمولاً فولاد پس از سرد شدن و قبل از استفاده باید بازپخت شود.

بازپخت عبارت است از حرارت دادن فولاد سخت شده تا دمایی زیر

دمای A_{c1} ، نگه داشتن برای مدت زمان مشخص و سپس سرد کردن آهسته تا دمای اتاق. دما و زمان حرارت دادن به ترکیب شیمیایی فولاد، ابعاد قطعه و خواص مکانیکی مورد نظر بستگی دارد. در اثر بازپخت تنشهای داخلی کاهش یافته و یا حذف می‌شوند و بنابراین استحکام ضربه‌ای افزایش می‌یابد (شکنندگی کم می‌شود). در عوض سختی و استحکام قطعه سخت شده تا حدودی کاهش خواهد یافت.

تغییرات میکروساختار

ساختار یک فولاد سریع سرد (مارتنزیت) شده ناپایدار است. دلایل ناپایداری عبارت‌اند از: وجود کربن به صورت فوق اشباع در شبکه بلوری bcc مارتنزیت، انرژی تنش ناشی از وجود نابه‌جاییها و دوقلوهای بسیار زیاد در ساختار بلوری صفحات مارتنزیتی، انرژی سطحی ناشی از فصل مشترکهای بسیار زیاد بین صفحات مارتنزیتی و بالاخره وجود آستنیت باقیمانده که حتی در فولادهای کم‌کربن نیز اجتناب‌ناپذیر است.

بررسیهای سیستماتیک که به کمک پراش پرتوی ایکس^۱ بر روی میکروساختار فولادهای سریع سرد و بازپخت شده انجام شده است، سه مرحله کاملاً مشخص و مجزا از یکدیگر را در رابطه با تغییر میکروساختار مارتنزیت در ضمن بازپخت نشان می‌دهد. این سه مرحله عبارت‌اند از:

فصل هفتم

3

مرحله اول: تشکیل کاربیدهای انتقالی نظیر کاربید اپسلین^۲ (ε) و یا کاربید اتا^۳ (η) و در نتیجه کاهش درصد کربن زمینه مارتنزیتی تا حدود ۰/۲۵ درصد.

مرحله دوم: تبدیل آستنیت باقیمانده به فریت و سمنتیت.

مرحله سوم: جایگزین شدن کاربیدهای انتقالی و مارتنزیت کم‌کربن توسط فریت و سمنتیت.

بستگی به زمان بازپخت، ممکن است گستره‌های دمایی مراحل فوق در بعضی از قسمتها بر روی یکدیگر قرار بگیرند ولی به طور کلی گستره‌های دمایی ۱۰۰-۲۵۰ درجه سانتیگراد (۲۱۲-۴۸۲ درجه فارنهایت)، ۲۰۰-۳۰۰ درجه سانتیگراد (۳۹۲-۵۷۲ درجه فارنهایت) و ۲۵۰-۳۵۰ درجه سانتیگراد (۴۸۲-۶۶۲ درجه فارنهایت) به ترتیب برای مراحل اول، دوم و شروع مرحله سوم گزارش شده است.

فصل هفتم

4

در اینجا تذکر این نکته ضروری است که بجز موارد اشاره

شده در مراحل سه گانه فوق تغییرات ساختاری دیگری نیز در ضمن بازپخت فولادهای سریع سرد شده گزارش شده است. از آن جمله تشکیل کاربیدهای آلیاژی و ایجاد سختی ثانویه است، که می توان آن را مرحله چهارم بازپخت نامید.

درصد کربن در هر دو نوع کاربید اپسیلین (با

فرمول $Fe_{7/8}C$) و اتا (با فرمول Fe_7C) از درصد کربن سمیتیت (با فرمول Fe_3C) که در دماهای بالاتر تشکیل می شود به مراتب بیشتر است.

کاربیدهای انتقالی به صورت ذرات بسیار ریز در ساختار مارتنزیت و در تمامی نقاط آن نظیر داخل صفحات مارتنزیتی و در فصل مشترکهای آنها تشکیل می شود.

مرحله دوم بازپخت شامل تجزیه آستنیت باقیمانده و تبدیل آن به مخلوط فریت و سمیتیت است.

مطالعات انجام شده بر روی فولادهای کم آلیاژ و کربن متوسط 4130 و 4340 سریع سرد شده نشان داده اند که مقدار آستنیت باقیمانده در این فولادها به ترتیب در حدود 2 و 4 درصد است. در صورتی که زمان بازپخت این فولادها یک ساعت باشد، تجزیه آستنیت باقیمانده در حوالی 200 درجه سانتیگراد شروع شده و در حوالی 300 درجه سانتیگراد تمام می شود

بنابراین اگر فولادهای فوق در 300 درجه سانتیگراد و یا بالاتر از آن بازپخت شوند، یکی از اجزای اصلی و عمده ساختار را سمیتیت تشکیل خواهد داد.

مرحله سوم بازیخت شامل تشکیل مخلوط فریت و سمنتیت براساس نمودار تعادلی آهن - کربن است. شواهدی در دست است که قبل از تشکیل سمنتیت (مخصوصاً در فولادهای پرکربن) کاربید کای^۱ با شبکه بلوری منوکلینیک^۲ و فرمول Fe_3C به وجود می‌آید. گرچه بین سمنتیت و کاربید کای تفاوت‌هایی وجود دارد، لیکن شبکه‌های بلوری و موقعیت اتمها در دو نوع کاربید آنقدر به یکدیگر شبیه‌اند که تشخیص آنها از یکدیگر به کمک پرتوی ایکس و یا روشهای مشابه به سادگی امکانپذیر نیست.

اگر فولادهای آلیاژی با ساختار مارتنزیتی که دارای عناصر آلیاژی کاربیدساز نظیر وانادیوم، مولیبدن، تنگستن، کرم و یا تیتانیم به صورت محلول باشند، در گستره دمایی تشکیل کاربیدهای آلیاژی (۵۰۰-۶۵۰ درجه سانتیگراد) بازیخت شوند، کاهش سختی در آنها نسبت به فولاد کربنی ساده به تعریق افتاده و یا حتی سختی آنها افزایش می‌یابد. به تعویق افتادن کاهش سختی و یا افزایش سختی در فولادهای آلیاژی یاد شده که به سختی ثانویه موسوم است مستقیماً ناشی از تشکیل کاربیدهای آلیاژی در گستره دمایی یاد شده است.

در رابطه با تشکیل کاربیدهای آلیاژی از سمنتیت دو نظریه وجود دارد:

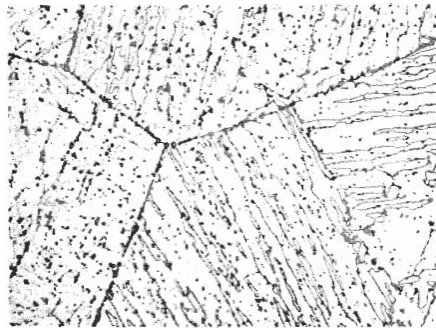
یکی تشکیل مستقیم کاربیدها از سمنتیت و دیگری انحلال سمنتیت در زمینه فریتی و سپس جوانه زدن و رشد کاربیدهای آلیاژی به طور مستقل. عملیات بازپخت در تشکیل انواع مختلف کاربیدها خلاصه نشده و برای حصول ساختار کاملاً بازپخت شده که عبارت از سمنتیت کروی در زمینه فریت هم‌محور است، تغییرات مهمی نیز در شبکه بلوری و ساختار زمینه مارتنزیتی انجام می‌شود. در حقیقت ابتدا با تشکیل کاربیدهای انتقالی از درصد کربن مارتنزیت کاسته شده و بنابراین تراگوناظلیتی شبکه بلوری آن کاهش می‌یابد.

به عبارت دیگر شبکه بلوری ناعادلی bcc مارتنزیت به سمت شبکه بلوری تعادلی fcc فریت متمایل می‌شود و در نهایت با خروج کربن بیشتر از شبکه بلوری مارتنزیت، صفحات فریتی جایگزین صفحات مارتنزیت در ساختار می‌شوند. با ادامه عملیات بازپخت، صفحات فریتی رشد کرده و زمینه یکنواخت فریت هم‌محور به وجود می‌آید.



شکل ۸-۷ میکروساختار مارتنزیت لایه‌ای در آلیاژ $Fe-1\%C$ بعد از بازپخت به مدت ۱۵ دقیقه در $400^\circ C$ سانتریگراد ($752^\circ F$ درجه فارنهایت). میکروساختار نوری. محلول حکاکی نایتال. بزرگنمایی $500\times$ [۱].

در گستره تشخیص میکروسکوپ نوری تغییرات حاصل در ظاهر ساختار این فولاد هنگامی که پس از مارتنزیت شدن به مدت ۱۵ دقیقه در دمای $400^\circ C$ سانتریگراد بازپخت شده باشد، بسیار جزیی است



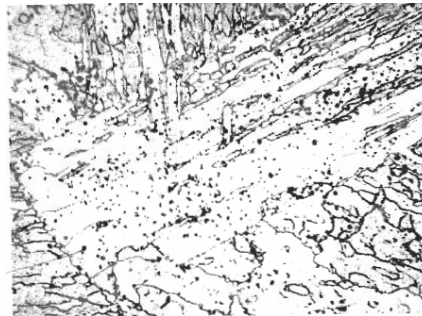
شکل ۸-۸ میکروساختار مارتنزیت لایه‌ای در آلیاژ $Fe-1.22C$ بعد از بازپخت به مدت ۲ ساعت در $700^{\circ}C$ درجه سانتیگراد (۱۲۹۲ درجه فارنهایت) میکروساختار نوری، محلول حکاکی، نایتال. بزرگنمایی $\times 1$].

تغییرات بسیار برجسته و مشخصتر در میکروساختار نمونه‌هایی که به مدت ۲ ساعت در $700^{\circ}C$ درجه سانتیگراد بازپخت شده‌اند ملاحظه می‌شود

شکل ۸-۸ نشان می‌دهد که حتی پس از بازپخت نسبتاً زیاد، شکلا، اولیه بسته‌های مارتنزیت و واحدهای منفرد موازی در آنها هنوز به طور کامل مشخص است.

تا این مرحله مهمترین اثرات بازپخت بر روی میکروساختار عبارت از حذف صفحات کوچک مارتنزیتی و تشکیل کاربیدهای کروی بر روی مرز دانه‌های آستنیت اولیه (و در نتیجه نمایان شدن آنها) در داخل بسته‌های مارتنزیت است.

بازپخت بیشتر (۱۲ ساعت در $700^{\circ}C$ درجه سانتیگراد) موجب می‌شود که بلورهای صفحه‌ای شکل فریت باقیمانده در داخل بسته‌های مارتنزیتی از بین رفته و به جای آنها دانه‌های هم‌محور فریتی بیشتری تشکیل شود



شکل ۹-۸ میکروساختار مارتنزیت لایه‌ای در آلیاژ $Fe-1.22C$ بعد از بازپخت به مدت ۱۲ ساعت در $700^{\circ}C$ درجه سانتیگراد (۱۲۹۲ درجه فارنهایت). میکروساختار نوری، محلول حکاکی نایتال. بزرگنمایی $\times 500$].

12

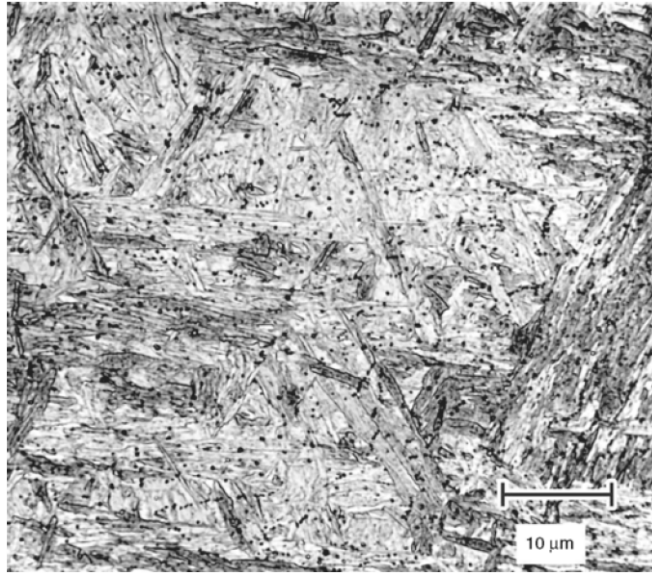


Fig. 22 Microstructure of tempered plate martensite showing small, rounded carbides that precipitated during the tempering treatment. 4% picral + 2% nital etch. Original magnification 1000×

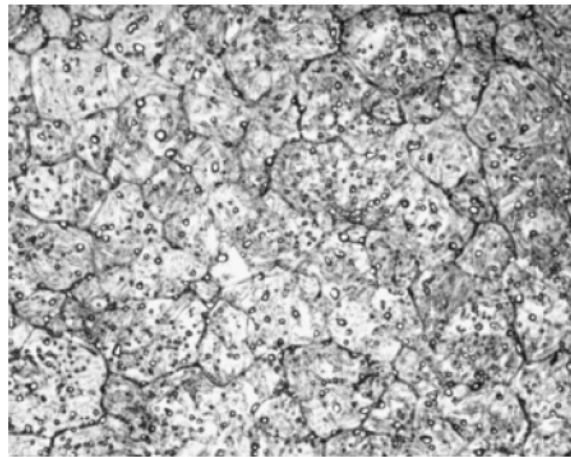


Fig. 49 Microstructure of quenched and tempered low-alloy steel showing delineation of the prior-austenite grain boundaries. The individual carbides are also delineated. Modified Winstead's reagent. Original magnification 1000×

تغییرات خواص مکانیکی

مارتنزیت که میکروساختار مورد نظر در عملیات سرد کردن سریع فولادهاست، کاملاً سخت و در عین حال بسیار ترد و شکننده است. برخی از پارامترها که منجر به ترد و شکننده شدن مارتنزیت می‌شوند عبارت‌اند از: خارج شدن شبکه بلوری فولاد از شکل طبیعی خود در اثر محبوس شدن کربن اضافی در فضاهای هشت‌وجهی (به شکل ۶-۴ مراجعه شود)، رسوب اتمهای ناخالصی در مرز دانه‌های آستنیت اولیه، تشکیل کاربید در ضمن سرد شدن و بالاخره تنشهای حاصل از سریع سرد شدن.

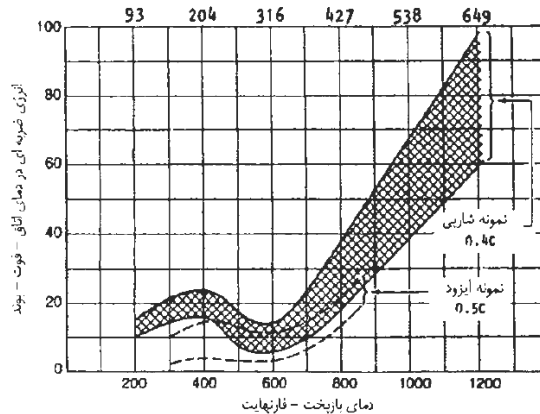
هدف اصلی از عملیات حرارتی بازپخت کاهش تردی و

شکنندگی و یا به بیان دیگر افزایش چقرمگی و مقاومت فولاد در برابر ضربه است.

از آنجایی که

در عملیات بازپخت هر دمایی در گستره دمای اتاق تا دمای Ac_1 را می‌توان استفاده کرد، بنابراین میکروساختار و در نتیجه خواص مکانیکی کاملاً متنوعی از مارتنزیت تا سمنتیت کروی در زمینه فریت را می‌توان به دست آورد. عملاً دما و زمان بازپخت با توجه به خواص مکانیکی یعنی میزان سختی، استحکام و چقرمگی که در عمل لازم است انتخاب می‌شود.

دمای بازپخت - سانتیگراد



شکل ۸-۱۱ اثر دمای بازپخت بر روی انرژی ضربه‌ای فولادهای کم‌الیاز با کربن متوسط

دمای مناسب برای بازپخت فولادهای کربنی ساده و کم آلیاژ را می توان با توجه به ترکیب شیمیایی آنها و سختی نهایی مورد نظر به طور تقریب مشخص کرد. این روش بر اساس فرمول ارائه شده توسط گرون^۳ و جف^۴ است که فرض می کند فولاد پس از سریع سرد شدن عمدتاً ساختار مارتنزیتی داشته باشد. فرمول ارائه شده به صورت زیر است:

$$T = 30(H_C - H_A)$$

در این فرمول:

T: دمای بازپخت برحسب فارنهایت

H_C: سختی محاسبه شده از ترکیب شیمیایی

H_A: سختی مورد نظر پس از بازپخت است.

اگر دمای بازپخت به سانتیگراد تبدیل شود فرمول فوق به صورت زیر درمی آید.

$$T = \frac{167(H_C - H_A) - 1718}{9}$$

فصل هفتم

17

فصل هشتم

سایر روشهای عملیات حرارتی

فصل هشتم

1

روشهای سرد کردن کنترل شده

روش سرد کردن که به منظور سخت کردن یک فولاد استفاده می‌شود به نوع فولاد، شکل قطعه، ابعاد قطعه و خواص مکانیکی مورد نظر پس از عملیات حرارتی بستگی دارد. به طور کلی سه روش سرد کردن برای سخت کردن فولادها وجود دارد که عبارت‌اند از

(۱) سریع سرد کردن مستقیم،

(۲) مارتمپرینگ^۱

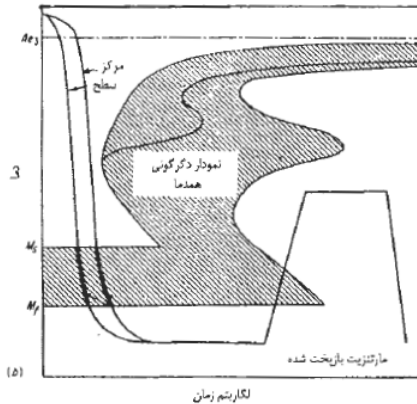
(۳) آستمپرینگ^۱

همان‌گونه که در بخشهای پیش به طور مفصل بحث شد، در روش اول که مستلزم سریع سرد شدن فولاد از دمای آستنیت شده تا زیر دمای M_f است (شکل ۹-۱۲)، سطح و مرکز قطعه با آهنگهای متفاوت سرد شده و بنابراین تشکیل مارتنزیت به طور همزمان در نواحی فوق انجام نمی‌شود.

فصل هشتم

2

این پدیده منجر به ایجاد تنشهای داخلی در قطعه شده و نهایتاً می‌تواند قطعه را شکسته و یا تغییر شکل دهد. تحت شرایط خاص، می‌توان از روشهای دوم و سوم به جای روش اول استفاده کرد و در نتیجه از اثرات زیان‌آور تنشهای داخلی جلوگیری نمود.



شکل ۹-۱۲ شمایی از عملیات حرارتی سریع سرد کردن یک مرحله‌ای (سریع سرد کردن مستقیم) منطبق بر نمودار TTT فولاد با کربن متوسط [رسم مجدد با استفاده از مرجع ۱].

3

الف : مارتمپرینگ

عملیات حرارتی مارتمپرینگ یا سریع سرد کردن ناپیوسته^۱ که آن را مارکوئنچینگ^۲ نیز می‌نامند شامل مراحل زیر است:

۱- آستنیت‌ه کردن فولاد

۲- سریع سرد کردن فولاد در روغن داغ و یا نمک مذاب تا دمایی درست بالاتر (و یا درست پایینتر) از دمای شروع تشکیل مارتنزیت (M_s). سریع سرد کردن در این مرحله باید به نحوی انجام گیرد که از تجزیه آستنیت در دماهای بالا جلوگیری شود.

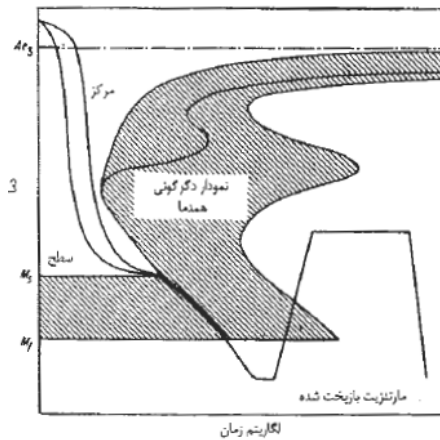
۳- نگه داشتن در محیط یاد شده تا اینکه دمای قطعه در تمام قسمتهای آن یکنواخت شود. زمان نگهداری در این دما بستگی به موقعیت نمودار TTT و ضخامت قطعه دارد. این زمان معمولاً بین ۲ تا ۴ دقیقه برای هر ۱۰ میلیمتر ضخامت است. زمان کمتر برای حالتی است که فولاد در دماهای پایین آستنیت‌ه شود، در حالی که زمان بیشتر برای مواردی است که فولاد در دماهای بالا آستنیت‌ه شده باشد.

فصل هشتم

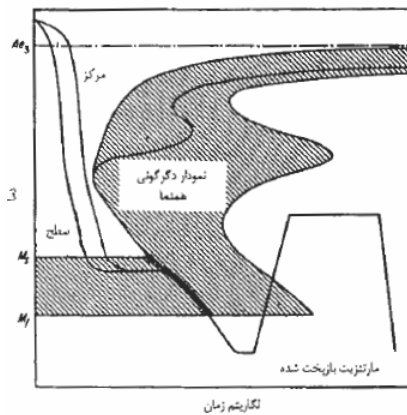
4

۴- سرد کردن با آهنگی متوسط (معمولاً در هوا) به نحوی که سطح و مرکز تقریباً همزمان سرد شده و به مارتزیت تبدیل شوند.

۵- بازیخت دادن قطعه به منظور افزایش چقرمگی.



شکل ۹-۱۳ شمایی از عملیات حرارتی مارتمپرینگ همراه با نمودار TTT برای یک فولاد با کربن متوسط



شکل ۹-۱۴ شمایی از عملیات حرارتی مارتمپرینگ اصلاح شده همراه با نمودار TTT برای یک فولاد با کربن متوسط [رسم مجدد با استفاده از مرجع ۱].

روش دوم (شکل ۹-۱۴) اصطلاحاً به مارتمپرینگ اصلاح شده^۳ موسوم است.

همان گونه که از شکل‌های ۹-۱۳ و ۹-۱۴ مشخص است، در مرحله اول سرد شدن سطح و مرکز نمونه با دو آهنگ متفاوت سرد می‌شوند، در حالی که در ضمن دگرگونی آستنیت به مارتنزیت تمام قسمت‌های قطعه تقریباً به طور همزمان سرد شده و بنابراین دگرگونی در سطح و مرکز همزمان انجام می‌شوند. از این رو احتمال ترک برداشتن، اعوجاج و ایجاد تنش در قطعه به حداقل ممکن کاهش می‌یابد.

جدول ۹-۳ خواص مکانیکی فولاد ۱۰۹۵ که به روش مارتمپرینگ و سریع سرد کردن یک مرحله‌ای (مستقیم) سخت شده باشند [۱۳].

نوع عملیات حرارتی	سختی HRC	مقاومت به ضربه fb-lb	ازدیاد طول درصد
سرد کردن در آب و بازپخت	۵۳	۱۲	۰
مارتمپر و بازپخت	۵۳	۲۸	۰

فصل هشتم

7

ب : آستمپرینگ

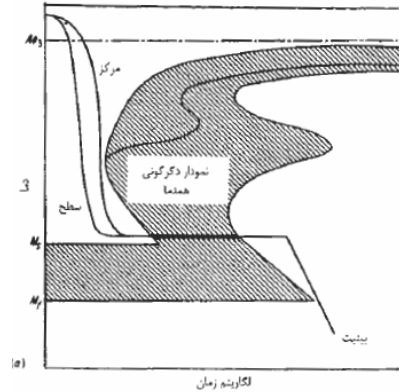
آستمپرینگ از جمله روش‌های دیگر عملیات حرارتی است که به منظور کاهش تنش‌های حاصل در ضمن سخت کردن فولادهای کربنی ساده (پرکربن) جانشین سریع سرد کردن مستقیم می‌شود. آستمپرینگ شامل مراحل زیر است:

- ۱- آستنیت‌کردن فولاد
- ۲- سریع سرد کردن در حمام نمک مذاب یا روغن داغ تا دمایی بلافاصله قبل از دمای شروع تشکیل مارتنزیت (M_s).
- ۳- نگه داشتن در این دما به نحوی که دگرگونی آستنیت به بینیت به طور کامل انجام گیرد. زمان نگهداری در این دما با توجه به موقعیت نمودار IT مشخص می‌شود.
- ۴- سرد کردن در هوا تا دمای اتاق

فصل هشتم

8

همان گونه که از شکل ۹-۱۶ مشخص است در این روش نیز سطح و مرکز نمونه در مرحله اول سریع سرد شدن (قبل از M_s) با آهنگهای متفاوت سرد می‌شوند. اما از آنجایی که قبل از شروع دگرگونی آستنیت به بینیت دماهای نقاط مختلف قطعه یکسان خواهند شد، دگرگونی در نقاط مختلف تقریباً همزمان انجام شده و بنابراین تنشهای داخلی به حداقل ممکن کاهش می‌یابند.



شکل ۹-۱۶ شمایی از عملیات حرارتی آستمپرینگ فولاد با کربن متوسط همراه با نمودار TTT [۱].

هدف از به کارگیری آستمپرینگ به جای سریع سرد کردن و بازپخت عبارت است از: (۱) افزایش استحکام ضربه (چقرمگی) و انعطاف پذیری برای یک سختی مشخص و ثابت، (۲) حذف و یا کاهش احتمال ترک برداشتن، تغییر شکل دادن و یا ایجاد تنشهای داخلی در ضمن عملیات حرارتی. برای عملیات حرارتی مقاطع نازک فولادهای کربنی ساده تحت شرایطی که سختی در حدود ۵۰ راکول سی کافی بوده و استحکام ضربه و انعطاف پذیری بسیار خوبی مورد نیاز باشد، آستمپرینگ بهترین روش عملیات حرارتی است.

جدول ۹-۵ مقایسه خواص مکانیکی فولاد ۱۰۹۵ که به روشهای آستمپرینگ و سریع سرد کردن یک مرحله‌ای (مستقیم) عملیات حرارتی شده باشد [۱۳].

نوع عملیات حرارتی	سختی HRC	مقاومت به ضربه ft-lb	ازدیاد طول در ۱ اینچ (%)
آستمپر شده	۵۲	۴۵	۱۱
سرد شده در آب و بازپخت شده	۵۳	۱۲	۰

همانند روش مارتمپرینگ در اینجا نیز فولادهایی مناسب برای آستمپرینگ‌اند که از سختی‌پذیری نسبتاً خوبی برخوردار باشند. به نحوی که در ضمن سرد شدن در حمام نمک مذاب و یا روغن داغ در دماهای بالا پرلیت تشکیل نشود.

در رابطه با آستمپرکردن فولادهای

کربنی ساده (کم کربن) که از سختی‌پذیری نسبتاً کمی برخوردار بوده و بنابراین زمان لازم برای شروع دگرگونی در حوالی دماغه منحنی IT نسبتاً کم است، باید توجه داشت که فقط مقاطع نسبتاً نازک (در حدود حداکثر ۵ میلیمتر) را می‌توان با استفاده از این روش عملیات حرارتی کرد.

در حالی که مقاطع نسبتاً ضخیم از فولادهای آلیاژی که سختی‌پذیری نسبتاً خوبی داشته باشند را می‌توان آستمپر نمود. لیکن، اگر سختی‌پذیری بسیار زیاد باشد، زمان لازم برای دگرگونی آستنیت به بینیت نیز زیاد می‌شود که در این صورت عملاً آستمپر کردن فولاد روش بسیار طولانی بوده و لذا اقتصادی نیست.

سخت‌کردن سطحی

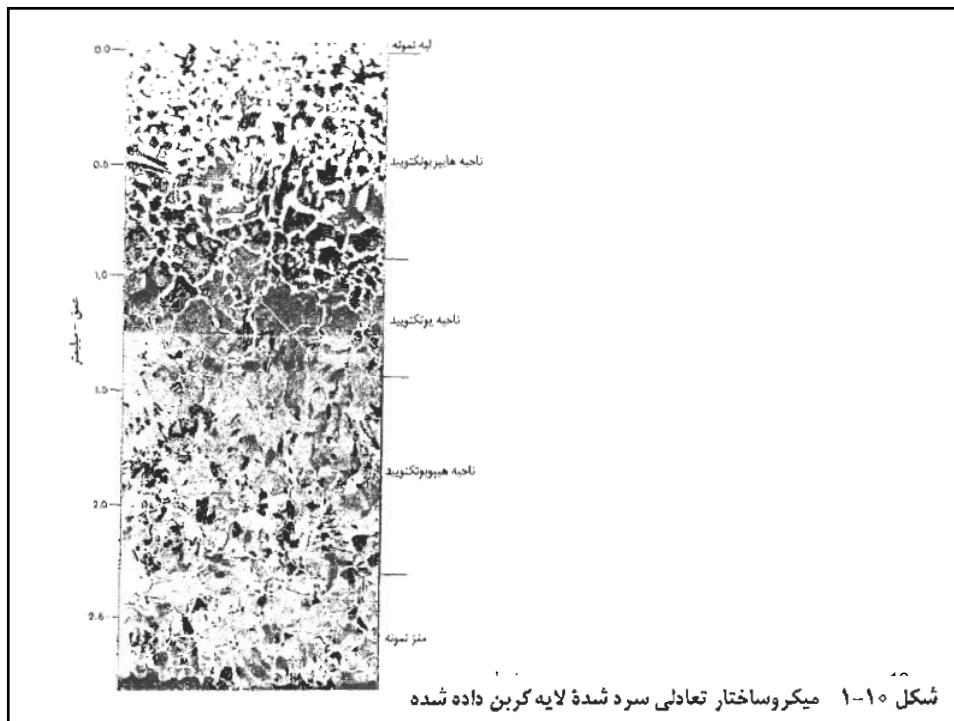
در بسیاری از کاربردهای صنعتی نیاز به قطعاتی است که دارای سطحی سخت بوده و در عین حال از چقرمگی یا مقاومت به ضربه خوبی نیز برخوردار باشند. از جمله مواردی که می‌توان در این رابطه به عنوان مثال به آنها اشاره کرد عبارت‌اند از: میل‌لنگ، میل‌بادامک، چرخ‌دنده و قطعات مشابه. این قطعات باید سطحی بسیار سخت و مقاوم در برابر سایش داشته و همچنین بسیار چقرمه و مقاوم در برابر ضربه‌های وارده در حین کار باشند.

بسیاری از قطعات فولادی را می‌توان به نحوی عملیات حرارتی کرد که در پایان دارای مجموعه‌ی خواص بالا باشند، یعنی در حالی که از مقاومت به سایش خوبی برخوردارند، دارای استحکام دینامیکی خوبی نیز باشند. این نوع عملیات حرارتی که اصطلاحاً به سخت کردن سطحی^۱ موسوم‌اند، آخرین عملیاتی‌اند که باید در مرحله‌ی پایانی ساخت قطعه و پس از انجام تمام مراحل مربوط به شکل‌دهی نظیر ماشینکاری و غیره انجام شود.

روشهای مختلف عملیات حرارتی که به کمک آنها می‌توان سطح قطعات را سخت کرد، عمدتاً به دو دسته تقسیم می‌شوند. دسته اول عملیاتی که منجر به تغییر ترکیب شیمیایی سطح فولاد می‌شوند و به عملیات حرارتی - شیمیایی^۲ یا عملیات ترموشیمی موسوم‌اند، نظیر کربن‌دهی^۳، نیتروژن‌دهی^۴، و کربن‌نیتروژن‌دهی^۵. دسته دوم روشهایی که بدون تغییر ترکیب شیمیایی سطح و فقط به کمک عملیات حرارتی که در لایه سطحی متمرکز شده و باعث سخت شدن سطح می‌شوند و به عملیات حرارتی موضعی^۶ موسوم‌اند، مانند سخت کردن شعله‌ای^۱ و سخت کردن القایی^۲.

کربن دهی

هنگامی که یک قطعه فولاد کم کربن (مثلاً ۰/۱۵ درصد) در مواد کربن ده مانند ذغال قرار گرفته و در دمایی بالا نظیر ۹۲۵ درجه سانتیگراد (۱۷۰۰ درجه فارنهایت) حرارت داده شود کربن اتمی از ماده کربن ده آزاد شده و به داخل سطح قطعه نفوذ می کند. گرچه این عملیات نیاز به زمان دارد ولی در مدت چند ساعت سطح قطعه می تواند مقدار قابل ملاحظه ای کربن (تا ۱/۲ درصد) جذب کند. به این ترتیب قطعه ای ساخته می شود که مغز آن را فولاد کم کربن و سطح آن را فولاد پر کربن تشکیل می دهد.



کربن‌دهی پودری (جامد)

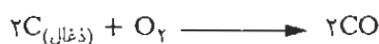
در این روش قطعات مورد نظر همراه با مواد کربن‌ده که اغلب ذغال چوب و یک ماده انرژی‌زا (جدول ۱۰-۲) است را در یک جعبه فولادی که از جنس فولاد نسوز (۲۵Cr-۲۰Ni) است، به نحوی بسته‌بندی می‌کنند که فاصله بین قطعات در حدود ۵۰ میلیمتر باشد. سپس در جعبه را به نحوی می‌بندند که هیچ‌گونه تبادل هوا با خارج نداشته باشد. برای این منظور می‌توان از آزیست استفاده کرد. این جعبه را تا دمای کربن‌دهی که اغلب بین ۸۷۵ تا ۹۲۵ درجه سانتیگراد است حرارت داده و برای مدت زمان مشخصی در این دما نگه می‌دارند. زمان نگهداری در دمای کربن‌دهی بستگی به ضخامت لایه سطحی مورد نیاز دارد.

جدول ۱۰-۲ ترکیب مخلوط مواد کربن‌ده پودری (جامد) برحسب درصد وزنی [۱].

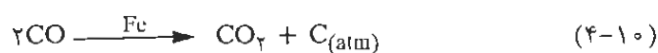
شماره مخلوط	ذغال چوب	کربنات باریم BaCO ₃	کربنات کلسیم CaCO ₃	سودخشک NaOH	کک Na ₂ CO ₃	کربنات سدیم
۱	۸۷	-	۳	۱۰	-	-
۲	۹۰-۸۵	-	-	۱۵-۱۰	-	-
۳	۹۰	۱۰	-	-	-	-
۴	۶۰	۴۰	-	-	-	-
۵	۴۵	۱۲	-	-	۴۳	-
۶	۵۵	۱۲-۱۰	-	-	۳۰	۵-۳

نقش مواد انرژی‌زا افزایش نرخ کربن‌دهی است.

گرچه در این روش قطعه کار در مخلوط پودری از مواد کربن ده حرارت داده می شود ولی عامل اصلی تولید کننده کربن، گاز منواکسید کربن (CO) است که کربن اتمی را به سطح قطعه حمل می کند. گاز منواکسید کربن براساس واکنش (۱۰-۳) که بین اکسیژن محبوس شده در جعبه و مواد کربن ده (ذغال) انجام می گیرد تولید می شود.



سپس در سطح فولاد، گاز منواکسید کربن تجزیه شده و تولید کربن اتمی می کند.



کربن اتمی آزاد شده در سطح فولاد که تا ناحیه حرارتی آستنیت گرم شده است به صورت بین نشینی در فولاد حل می شود.

فصل هشتم

19

اگر نیاز باشد که قسمتهایی از سطح قطعه کربن داده نشوند، این نواحی را می توان توسط یک لایه مسی به ضخامت ۱/۸ تا ۷۵/۰ میلی متر پوشش داد. از آنجایی که در دمای کربن دهی، کربن در مس نامحلول است در نواحی پوشش داده شده کربن جذب نمی شود.

پس از اینکه عملیات کربن دهی پایان یافت، برحسب ساختار و خواص مکانیکی مورد نظر قطعات کربن داده شده را می توان در آب و یا روغن سریع سرد کرده و یا اینکه تا دمای اتاق در جعبه و یا در هوا سرد نمود.

معمولاً قطعات فولادی را پس از کربن دهی مستقیماً (به ویژه در آب) سریع سرد نمی کنند، زیرا امکان شکسته شدن آنها در ضمن سریع سرد شدن، و / یا عدم دستیابی به سختی مورد نیاز زیاد است. علت این امر عبارت اند از:

فصل هشتم

20

- ۱- از آنجایی که دمای کربن‌دهی نسبتاً بالاست (در حدود ۹۰۰ درجه سانتیگراد)، گستره دمایی که قطعه در ضمن سریع سرد شدن از آن عبور می‌کند زیاد است و در نتیجه تنشهای ایجاد شده در قطعه (به ویژه تنشهای حرارتی) زیاد خواهند بود.
- ۲- از آنجایی که قطعه برای مدت زمان نسبتاً طولانی در دمای بالایی بوده است، دانه‌ها نسبتاً درشت شده و در نتیجه احتمال ترد و شکننده شدن فولاد وجود دارد.
- ۳- سریع سرد شدن مستقیم از دمای کربن‌دهی باعث می‌شود که ساختار نهایی لایه کربن داده شده شامل مقدار زیادی آستنیت باقیمانده باشد، در نتیجه سختی سطح در حد مورد نظر افزایش نمی‌یابد.

به منظور جلوگیری از به وجود آمدن معایب بالا در قطعات کربن داده شده، مناسبترین روش عبارت‌اند از سرد کردن فولاد از دمای کربن‌دهی در هوا و یا در جعبه سماتاسیون و سپس انجام یکی از فرایندهای عملیات حرارتی زیر:

- ۱- حرارت دادن قطعه کربن داده شده تا دمای سخت کردن مناسب، نگه داشتن برای مدت زمان مشخص و سپس سریع سرد کردن در آب و یا روغن. اغلب روغن محیط مناسبتری برای این منظور است.
- ۲- این روش شامل دو مرحله حرارت دادن و سرد کردن به صورت زیر است:
 در مرحله اول، فولاد کربن داده شده را در دمایی در حدود ۸۵۰ درجه سانتیگراد آستنیت کرده و سپس در هوا سرد می‌کنند. این عملیات به منظور ریز کردن دانه‌های مغز قطعه است.
 در مرحله دوم، قطعه را دوباره حرارت داده و در دمایی در حدود ۷۶۰ درجه سانتیگراد آستنیت می‌کنند. سپس نمونه را در روغن سریع سرد می‌کنند. هدف از این مرحله ریز کردن دانه‌های لایه سطحی کربن داده شده و سخت کردن همزمان آن است.

کربن‌دهی مایع

کربن‌دهی مایع در مذاب مخلوط نمکهای سیانیدسدیم (۲۰ تا ۵۰ درصد)، کربنات سدیم (۴۰ درصد) و مقادیر متنابهی از کلرید سدیم و یا کلرید باریم انجام می‌شود. این مخلوط غنی از

سیانید را در بوته‌هایی با پوشش شیمیایی آلومینیم (آلومینیم کاری^۱ شده) ذوب کرده و در دمایی بین ۸۷۰ تا ۹۵۰ درجه سانتیگراد نگه می‌دارند. قطعات مورد نظر برای کربن‌دهی را در سبدهای فلزی ریخته و یا توسط سیمهای فلزی به طور معلق در مذاب فوق برای مدت زمانی در حدود ۵ دقیقه تا یک ساعت نگه می‌دارند. زمان کربن‌دهی بستگی به عمق نفوذ مورد نظر دارد.

پس از پایان عملیات، سبد حاوی قطعات کربن داده شده را در آب و یا روغن فرو می‌برند. کربن‌دهی مایع را معمولاً برای قطعات کوچک که نیاز به ضخامت لایه سطحی کمی داشته باشند، به کار می‌برند. از آنجایی که ظرفیت حرارتی نمک مذاب بالا بوده و انتقال حرارت از مایع به قطعه سریع است، این روش نسبت به کربن‌دهی پودری سریعتر و اقتصادیتر است.

در اینجا تذکر این نکته ضروری است که نمکهای سیانید و بخارات حاصل از مذاب آنها بسیار سمی بوده و هنگام کار کردن با آنها باید تمام نکات ایمنی مربوطه به کار گرفته شوند.

کربن‌دهی گازی

کربن‌دهی گازی که نسبت به روشهای پودری و مایع از قدمت کمتری برخوردار است، به عنوان اقتصادیترین و سریعترین روش کربن‌دهی برای تولید انبوه شناخته شده است. تحت شرایطی که ضخامت لایه سطحی کربن داده شده نسبتاً کمی مورد نظر باشد، این مزیت بسیار حائز اهمیت است. به علاوه در این روش کربن سطح را بسیار دقیقتر و ساده‌تر از روشهای دیگر می‌توان کنترل کرد.

در کربن‌دهی گازی قطعات کار را در ۹۰۰ درجه سانتیگراد برای مدت ۳ تا ۴ ساعت در محیطی که شامل گاز یا گازهایی باشد که بتواند در سطح فولاد تجزیه شده و تولید کربن اتمی کند حرارت می‌دهند. این محیط معمولاً از هیدروکربنها نظیر متان (گاز طبیعی)، اتان (CH_4) و یا پروپان (C_3H_8) تشکیل شده است که به طور جزئی در کوره سوخته شده و یا اینکه با یک گاز رقیق‌کننده موسوم به گاز حامل^۱ مخلوط شده باشد.

نیترورژن‌دهی

نیترورژن‌دهی عبارت از وارد کردن نیترورژن اتمی در لایه سطحی فولاد است. بنابراین سختی سطح در این روش بستگی به نیترید فلزی تشکیل شده دارد. در حالی که امکان نیترورژن‌دهی برای بسیاری از فولادها وجود دارد، تنها هنگامی می‌توان سختی زیاد در سطح به دست آورد که قطعه مورد نظر از جنس فولادهای آلیاژی مخصوص، شامل عناصر آلیاژی نظیر آلومینیم، کرم، مولیبدن و یا وانادیم باشد. این عناصر در سطح قطعه به محض تماس پیدا کردن با نیترورژن اتمی با آن ترکیب شده و تشکیل نیتریدهای پایدار و سخت می‌دهند.

با توجه به آنچه گفته شد، تفاوت بین عملیات کربن‌دهی و نیتروژن‌دهی مشخص می‌شود. در حالی که کربن‌دهی باید در گستره دمایی پایداری آستنیت (۸۷۵ تا ۹۲۵ درجه سانتیگراد) انجام شود، نیتروژن‌دهی را می‌توان در گستره دمایی پایداری فریت (۵۵۰ تا ۶۵۰ درجه سانتیگراد) انجام داد. به علاوه، پس از نیتروژن‌دهی نیازی به سریع سرد کردن قطعه نیست. معمولاً قطعات نیتروژن داده شده را پس از پایان عملیات و از دمای نیتروژن‌دهی در هوا سرد می‌کنند.

کربن - نیتروژن‌دهی

کربن - نیتروژن‌دهی عملیات سخت کردن سطحی است که در آن نیتروژن و کربن هر دو جذب سطح فولاد می‌شوند و به این ترتیب نیتروژن جذب شده، سختی سطح کربن داده شده را بیشتر افزایش می‌دهد. گرچه در کربن‌دهی مایع نیز تقریباً همین عمل انجام می‌شود ولی واژه کربن - نیتروژن‌دهی معمولاً به سخت کردن سطحی که در آن از محیط گازی استفاده شود گفته می‌شود.

عملیات کربن - نیتروژن‌دهی معمولاً در گستره دمایی ۸۰۰ تا ۸۷۵ درجه سانتیگراد و در محیطی از مخلوط منواکسیدکربن و هیدروکربن شامل ۳ تا ۸ درصد آمونیاک انجام می‌شود. درصد کربن و نیتروژن جذب شده توسط فولاد را می‌توان با کنترل دما و غلظت آمونیاک تغییر داد.

نیتروژن - کربن دهی

این فرایند که شامل نفوذ همزمان نیتروژن و کربن به داخل فولاد است در گستره دمایی پایداری فاز فریت (زیر دمای A_1) انجام می شود و لذا به نیتروژن - کربن دهی فریتی^۲ نیز موسوم است. انجام این فرایند به هر دو صورت گازی و مایع امکانپذیر است. از جمله مزایای مشترک این روشها، تشکیل لایه نازک تکفازی از کاربونیترید آپسیلن و یک ترکیب سه تایی از آهن - نیتروژن و کربن تشکیل شده در گستره دمایی ۴۵۰ تا ۵۹۰ درجه سانتیگراد است.

سخت کردن سطحی به کمک عملیات حرارتی موضعی

در این روش مغز و سطح قطعه دارای ترکیب شیمیایی یکسان بوده و تنها عملیات حرارتی سخت کردن است که در سطح متمرکز می شود. از آنجایی که سطح باید کربن کافی جهت سخت شدن داشته باشد، این عملیات معمولاً بر روی فولادهای کربنی که شامل ۰/۳۵ تا ۰/۵ درصد کربن داشته باشند اعمال می شود. همچنین فولادهای کم آلیاژ که دارای حداکثر ۱ درصد کرم و در حدود ۰/۲۵ درصد مولیبدن و ۰/۵ درصد نیکل باشند را نیز از این روش سختی سطحی می کنند. در این روش تنشهای فشاری حاصل از مارتنزیت شدن لایه سطحی استحکام خستگی قطعه را نیز افزایش می دهد.

برای به دست آوردن ساختار و خواص مکانیکی مناسب (چقرمگی خوب) در مغز قطعاتی که باید به روش عملیات حرارتی موضعی سخت شوند؛ ابتدا آنها را مارتنزیت کرده و بازپخت می‌دهند و یا نرماله می‌کنند، سپس با حرارت دادن موضعی، سطح قطعات را آستنیته و بلافاصله سریع سرد می‌کنند. بنابراین در حالی که درصد کربن قطعه در تمام نقاط ثابت و در حدود ۰/۴ درصد است، مغز قطعه مارتنزیت بازپخت شده و یا مخلوطی از فریت و پرلیت با چقرمگی خوب بوده و سطح آن از مارتنزیت با سختی نسبتاً بالا تشکیل شده است. سطح و مغز در این قطعات معمولاً توسط یک لایه بینیتی از یکدیگر جدا شده و به این ترتیب احتمال پوسته شدن به نحو قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد.

سخت کردن شعلمای

در این روش سطح قطعه به کمک یک شعله گازی حرارت داده شده و پس از آستنیته شدن بلافاصله سریع سرد می‌شود. شعله مورد نیاز در این روش را می‌توان از طریق مشعل اکسیژن و

یک گاز قابل احتراق مانند استیلن^۱، پروپان^۲ و یا گاز طبیعی^۳ تهیه نمود. قطعات کوچک و یا نواحی موضعی مانند لبه ابزارهای برش و یا انتهای آچارها را می‌توان به کمک شعله دستی حرارت داده و سپس تمام قطعه را در آب سریع سرد کرد. برای سخت کردن قطعات بزرگ و یا سطوح زیاد می‌توان از دستگاههای خودکار که در آنها شعله و یک آب‌فشان تعبیه شده‌اند، استفاده کرد.

از جمله معایب عمده سخت کردن شعله‌ای، اکسایش سطح و یا کاهش درصد کربن سطح قطعه است. این امر ناشی از تماس مستقیم قطعه گرم شده با اکسیژن هواست. به علاوه، نوع شعله نیز در این رابطه دخالت دارد. با استفاده از شعله‌های اکسیدکننده ضعیف و یا احیاکننده، این عیب را تا حدودی می‌توان کاهش داده و یا حتی حذف کرد.

مقدار کربن توصیه شده و مناسب برای فولادهایی که قرار است به روش سخت کردن شعله‌ای سخت شوند، در حدود ۰/۴ تا ۰/۵ درصد است. همچنین فولادهایی که بیشتر از این مقدار کربن داشته باشند را نیز می‌توان با استفاده از این روش سخت کرد. ولی حرارت دادن و سرد کردن این نوع فولادها باید با دقت بسیار زیاد انجام شود تا اینکه از شکسته شدن و یا ترک برداشتن احتمالی آنها جلوگیری شود.

سخت کردن القایی

اصول این روش شبیه به سخت کردن شعله‌ای است.

اما در این روش حرارت دادن سطح به کمک یک سیم پیم
هادی که از آن جریان متناوب با فرکانس زیاد (در محدود ۲ تا ۵۰ کیلوهرتز^۱) عبور می‌کند
انجام می‌شود.

