



دانشگاه صنعتی اصفهان
دانشکده مهندسی مواد

مدل سازی عددی فرایند سرد کردن پیوسته فولادها به منظور پیش بینی ریزساختار و خواص مکانیکی

پایان نامه کارشناسی ارشد مهندسی مواد، گرایش شناسایی و انتخاب مواد

محسن اشراقی کاخکی

اساتید راهنما

دکتر احمد کرمانپور

دکتر محمدعلی گلعداز

مَنْ عَلَّمَ نَسِي حَرْفًا فَقَدْ صَيَّرَنِي عَبْدًا

با سپاس فراوان از اساتید گرامی

جناب آقای دکتر گل‌عذار و جناب آقای دکتر کرمانپور

کلیه حقوق مادی مترتب بر نتایج مطالعات،
ابتکارات و نوآوری‌های ناشی از تحقیق موضوع
این پایان‌نامه متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است.

تقدیم به او که خواهد آمد ...
و به پدر دلسوز و مادر فداکارم

فهرست مطالب

<u>صفحه</u>	<u>عنوان</u>
هشت	فهرست مطالب
۱	چکیده
۲	فصل اول: مقدمه
۷	فصل دوم: دگرگونی‌های فازی در فولادها
۷	۱-۲ مقدمه
۸	۲-۲ دگرگونی یوتکتویدی
۹	۳-۲ ساختار پرلیت
۱۰	۴-۲ تشکیل پرلیت
۱۱	۵-۲ اثر دما بر دگرگونی پرلیتی
۱۶	۶-۲ تشکیل پرلیت در فولادهای حاوی عناصر آلیاژی
۱۷	۷-۲ فازهای پرویوتکتوید
۱۷	۸-۲ تشکیل فازهای پرویوتکتوید
۱۹	۹-۲ مارتنزیت و دگرگونی مارتنزیتی
۱۹	۱۰-۲ سینتیک تشکیل مارتنزیت
۲۰	۱۱-۲ بینیت و دگرگونی بینیتی
۲۲	فصل سوم: مدل‌سازی عددی دگرگونی‌های فازی در فولادها
۲۲	۱-۳ مقدمه
۲۳	۲-۳ معادله سینتیکی دگرگونی همدمای JMA
۲۴	۳-۳ قانون جمع‌پذیری
۲۶	۴-۳ خواص ریاضی قانون جمع‌پذیری
۲۷	۵-۳ معیارها و شرایط برقراری قانون جمع‌پذیری
۲۹	۶-۳ معادلات حاکم بر دگرگونی‌های غیرنفوذی
۳۱	فصل چهارم: فرایند کوانچ و عوامل مؤثر بر آن
۳۱	۱-۴ مقدمه
۳۱	۲-۴ محیط‌های سردکننده
۳۱	۱-۲-۴ هوا

۳۳ ۲-۲-۴ روغن های کوئنج
۳۴ ۳-۲-۴ آب
۳۵ ۳-۴ اندازه گیری و ارزیابی قدرت سردکنندگی محیط
۳۶ ۱-۳-۴ عدد گراسمن
۳۷ ۲-۳-۴ تحلیل منحنی سرد شدن
۳۷ ۳-۳-۴ روش های آزمایش منحنی سرد شدن
۳۸ ۴-۳-۴ روش های تخمین ضریب انتقال حرارت
۴۱ ۵-۳-۴ رفتار ترشوندگی و کوئنج غیر یکنواخت
۴۲ ۶-۳-۴ بررسی سینماتیک تر شدن
۴۴ ۴-۴ اثر متغیرهای فرایند بر رفتار سرد شدن و انتقال حرارت
۴۴ ۱-۴-۴ اثر انتخاب محیط سرد کننده
۴۶ ۲-۴-۴ اثر دمای محیط سرد کننده
۴۷ ۳-۴-۴ اثر هم زدن
۴۹ ۴-۴-۴ اثر شرایط سطحی
۵۲ ۵-۴-۴ اثرات هندسه
۵۴ ۶-۴-۴ اثرات ماده
۵۶	فصل پنجم: مواد و روش ها
۵۶ ۱-۵ مقدمه
۵۸ ۲-۵ مواد
۵۸ ۱-۲-۵ فولاد AISI 1045
۵۸ ۲-۲-۵ فولاد AISI 4140
۵۹ ۳-۵ روش های آزمایشگاهی
۶۳ ۴-۵ روش های عددی
۶۴ ۱-۴-۵ روش اجزاء محدود
۶۵ ۲-۴-۵ مدل انتقال حرارت
۶۵ ۳-۴-۵ خواص ترموفیزیکی
۶۷ ۴-۴-۵ شرایط مرزی
۷۰ ۵-۵ مدل دگرگونی فازی
۷۰ ۱-۵-۵ دگرگونی های نفودی
۷۲ ۲-۵-۵ دگرگونی های غیرنفودی
۷۲ ۳-۵-۵ تعیین کسر نهایی فازها
۷۳ ۶-۵ مدل سختی
۷۵	فصل ششم: نتایج و بحث
۷۵ ۱-۶ مقدمه

۷۶ ۲-۶ ارزیابی شدت سردکنندگی محیط‌های سردکننده
۷۶ ۱-۲-۶ روش ظرفیت حرارتی فشرده
۸۱ ۲-۲-۶ روش حل معکوس
۸۶ ۳-۶ شبیه‌سازی فرایند سرد کردن پیوسته فولاد ساده کربنی AISI 1045
۸۶ ۱-۳-۶ استوانه به قطر ۲۵ میلیمتر (CP1)
۹۳ ۲-۳-۶ استوانه به قطر ۵۰ میلیمتر (CP2)
۱۰۱ ۳-۳-۶ استوانه به قطر ۷۵ میلیمتر (CP3)
۱۰۵ ۴-۳-۶ چرخ‌دنده (GP)
۱۱۱ ۴-۶ شبیه‌سازی فرایند سرد کردن پیوسته فولاد کم‌آلیاژ AISI 4140
۱۱۱ ۱-۴-۶ نمونه جامینی
۱۱۶ ۲-۴-۶ چرخ‌دنده
۱۲۲	فصل هفتم: جمع‌بندی و پیشنهادات
۱۲۲ ۱-۷ جمع‌بندی
۱۲۵ ۲-۷ پیشنهادات
۱۲۶ مراجع

چکیده

در این تحقیق، یک مدل عددی جهت شبیه‌سازی فرایند سرد کردن پیوسته فولادها توسعه داده شده است. مدل توسعه داده شده، برای شبیه‌سازی فرایند سرد شدن فولاد ساده کربنی AISI 1045 و فولاد کم‌آلیاژ AISI 4140 بکار گرفته شد. برای فولاد AISI 1045، مدل‌سازی بر روی استوانه‌هایی به قطر ۲۵، ۵۰ و ۷۵ میلیمتر و با نسبت طول به قطر ۲ و نیز بر روی قطعات مکانیکی به شکل چرخ‌دنده انجام شد. فرایند سرد شدن فولاد AISI 4140 حین آزمایش جامینی و نیز حین کوئنچ قطعاتی به شکل چرخ‌دنده شبیه‌سازی شد. در فرایند کوئنچ هر دو نوع فولاد ذکر شده، دو نوع محیط سرد کننده شامل آب و روغن مد نظر قرار گرفت. جهت محاسبه ضرایب انتقال حرارت حین کوئنچ در این دو محیط، پرابهایی از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ ساخته شد و شرایط انتقال حرارت بصورت تابعی از دمای سطح توسط روش‌های مختلف محاسبه شد. جهت افزایش دقت محاسبات، خواص ترموفیزیکی فولاد به صورت متغیر با دما و نوع فازها در نظر گرفته شد. همچنین اثر گرمای نهان آزاد شده در اثر دگرگونی‌های فازی در مدل توسعه یافته لحاظ شد. جهت مدل‌سازی دگرگونی‌های فازی نفوذی از معادله JMA به همراه قانون جمع‌پذیری استفاده شد. همچنین روش نوینی برای محاسبه کسر حجمی حقیقی فازها در فولادهای غیر یوتکتوئیدی ارائه شد. به منظور مدل‌سازی سینتیک استحاله مارتنزیتی در فولاد کربنی AISI 1045 از مدل کوینستین و ماربرگر و برای فولاد کم‌آلیاژ AISI 4140 از یک مدل جدید که برای فولادهای کم‌آلیاژ توسعه پیدا کرده، استفاده شد. همچنین جهت پیش‌بینی سختی در نقاط مختلف نمونه‌ها از مدل تجربی مینیر استفاده شد. اعتبارسنجی و بررسی کارایی مدل با انجام آزمایش‌های تجربی بر روی نمونه‌های ذکر شده اجرا گردید. تاریخچه دمایی نمونه‌ها حین کوئنچ ثبت شد و آزمونهای متالوگرافی و سختی‌سنجی بر روی مقاطع برش خورده نمونه‌ها انجام شد. مقایسه نتایج حاصل از شبیه‌سازی با نتایج آزمایش‌های تجربی، کارایی و دقت مدل را تأیید کرد. با استفاده از مدل حرارتی - ساختاری توسعه یافته می‌توان ریزساختار و خواص مکانیکی قطعات فولادی را پس از سیکل‌های مختلف سرد کردن پیوسته پیش‌بینی نمود و با تغییر متغیرهای فرایند، با صرف کمترین هزینه، خواص بهینه را بدست آورد.

کلمات کلیدی: فولاد، دگرگونی فازی، سرد کردن پیوسته، کوئنچ، شبیه‌سازی عددی

فصل اول

مقدمه

امروزه کاربرد گسترده فولادها در صنعت، بیش از آنکه به دلیل فراوانی عنصر آهن در طبیعت باشد، به خاطر ارائه طیف وسیعی از خواص و سهولت تغییر آنها در این دامنه وسیع می‌باشد. عملیات حرارتی از یک سو به عنوان روشی کم‌هزینه و آسان جهت تغییر و تنظیم خواص مکانیکی فولادها از مدت‌ها قبل مورد توجه و کاربرد بوده و از طرف دیگر به خاطر کثرت عوامل مؤثر بر آن و پیچیده بودن نقش این عوامل در نتیجه نهایی عملیات، موضوعی مهم جهت پژوهش و تحقیق بوده است. عملیات حرارتی یکی از مراحل ضروری در طول تولید محصولات فولادی است و چگونگی انجام یک فرایند عملیات حرارتی نه تنها کیفیت و کارایی قطعه، بلکه هزینه‌های تولید را نیز تحت تأثیر قرار می‌دهد. با انتخاب صحیح ترکیب شیمیایی و ساختار متالورژیکی یک قطعه، خواص مکانیکی مانند: سختی، استحکام و چقرمگی قابل کنترل می‌باشند. با این حال، صرف نظر از اثرات مطلوب، ممکن است عملیات حرارتی اثرات ناخوشایندی نیز در پی داشته باشد، مانند: اعوجاج قطعه، ترک خوردن، استحکام کم، کمبود چقرمگی و عمق ناکافی سختی. بنابراین عملیات حرارتی بایستی در حین طراحی نیز مد نظر قرار گیرد. عموماً طراحان قطعات و کاربران عملیات حرارتی به دنبال اهداف زیر هستند: امکان انجام فرایند، مقاومت بالای سطوح تماس در برابر سایش، سازگاری ریزساختار با نیازهای کاری، توزیع مناسب تنشهای پسماند و حداقل اعوجاج.

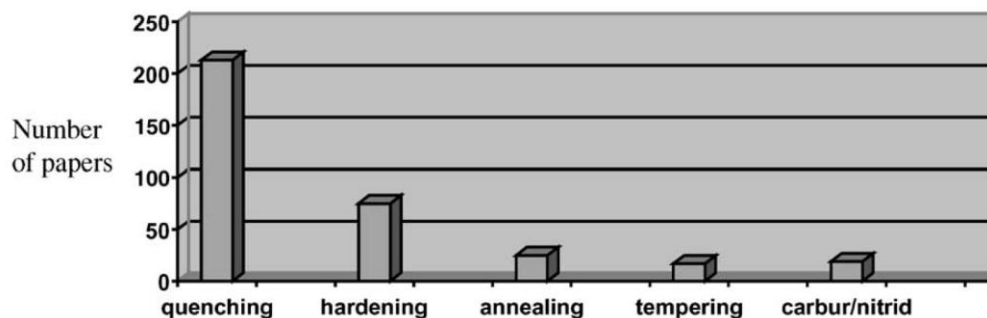
امروزه کدهای شبیه‌سازی عددی در زمینه‌های مختلف مهندسی متالورژی و مواد با سرعت زیادی در حال توسعه و تکمیل می‌باشند، طوری که فرایندهای پیچیده‌ای همچون تشکیل ساختار میکروسکوپی قطعات که تا پیش از این غیر قابل محاسبه و تخمین تصور می‌شد نیز به تدریج در حال مدل‌سازی هستند. اگرچه شبیه‌سازی عددی در ابتدا توسط

مهندسان عمران و مکانیک به منظور محاسبه تغییر شکل، دینامیک سیالات و انتقال حرارت مورد استفاده قرار گرفت و مدل‌های شبیه‌سازی مختلفی برای حل معادلات پیوستگی حرارت، جرم و مومنتم توسعه داده شد، لیکن امروزه این ابزارها در دامنه کاری علم و مهندسی مواد نیز وارد شده و در زمینه تشکیل ساختار میکروسکوپی قطعات، بررسی عیوب متالورژیکی حاصل از فرایندهای مختلف تولید و تحلیل خواص مکانیکی و سرویسی قطعات و ارتباط آنها با جنبه‌های ساختاری، فعالیت‌های زیادی در حال انجام می‌باشد. البته پدیده‌های متالورژیکی فوق مستقیماً توسط یک مدل پیوستگی قابل تحلیل نمی‌باشند و از این رو لازم است معادلات حاکم بر سینتیک تغییر فازهای سیستم نیز مورد توجه قرار گیرند [۱].

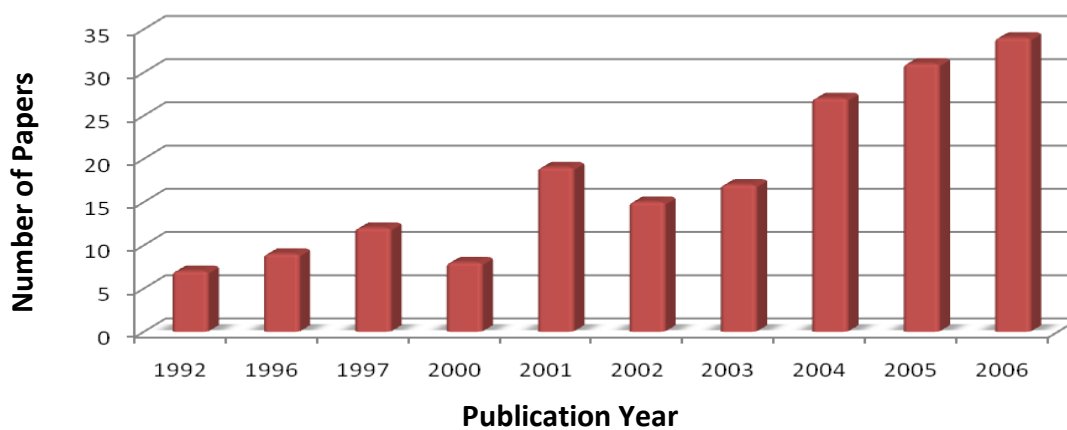
در طراحی و تولید مبتنی بر شبیه‌سازی، اثرات عملیات حرارتی پیشاپیش محاسبه می‌شود و بنابراین می‌توان با تغییر پارامترهای مختلف، فرایند را بهینه کرد. هنگام طراحی قطعه، اغلب اطمینان از مناسب بودن فرایند عملیات حرارتی انتخاب شده، بسیار مهم است. شبیه‌سازی کامپیوتری بخوبی می‌تواند این امر را بررسی کند و به طراحان قطعات و کاربران عملیات حرارتی کمک کند تا ضمن افزایش قابلیت اطمینان و کیفیت قطعات، هزینه‌های تولید را کاهش دهند. بوسیله شبیه‌سازی فرایندهای عملیات حرارتی می‌توان به پرسش‌های متعددی، از جمله پرسش‌های مهم زیر پاسخ داد:

- آیا فرایند انتخاب شده مناسب است؟
- آیا فولاد انتخاب شده برای این منظور مناسب است؟
- آیا محیط سرمایش به درستی انتخاب شده است؟
- آیا دامنه تغییرات فرایند قابل قبول است؟
- آیا سختی قطعه کافی است؟
- آیا توزیع ریزساختارهای مختلف در قطعه پاسخگوی نیازهای کاری می‌باشد؟
- آیا پیچیدگی و اعوجاج بوجود آمده قابل قبول است؟
- آیا تنش‌های پسماند حاصله قابل قبول است و توزیع مناسبی دارد؟

طی دو دهه اخیر، فرایندهای مختلف عملیات حرارتی و خصوصاً فرایند کوئنچ بوسیله روشهای عددی شبیه‌سازی شده است که اکثر این تحقیقات توسط روش المان محدود انجام شده است. شبیه‌سازی این فرایندها کار آسانی نیست و نیاز به آگاهی از زمینه‌های مختلف مهندسی مانند متالورژی، تبرید و انجماد، مکانیک سیالات، انتقال حرارت و نیز پیاده‌سازی کامپیوتری روشهای عددی دارد. شکل ۱-۱ تعداد مقالات منتشر شده در زمینه شبیه‌سازی المان محدود فرایندهای مختلف عملیات حرارتی بین سالهای ۱۹۷۶ و ۲۰۰۱ را نشان می‌دهد. آمار ارائه شده در این نمودار، شامل مقالات منتشر شده در مجلات، مجموعه مقالات کنفرانس‌ها و نیز پایان‌نامه‌ها می‌باشد [۲]. همانطور که مشاهده می‌شود تحقیقات گسترده‌ای در زمینه شبیه‌سازی فرایندهای عملیات حرارتی انجام شده است. بیشترین تعداد انتشارات مربوط به شبیه‌سازی فرایند کوئنچ بوده است که این امر نشان‌دهنده اهمیت، پیچیدگی و مشکلات عملی موجود در این فرایند می‌باشد.



شکل ۱-۱ تعداد انتشارات در زمینه شبهه سازی فرایندهای عملیات حرارتی بین سالهای ۱۹۷۶ و ۲۰۰۱ [۲].



شکل ۲-۱ تعداد مقالات منتشر شده در سالهای مختلف در زمینه "فولاد"، "دگرگونی فازی" و "شبهه سازی".

اگر موضوعات "فولاد"، "دگرگونی فازی"^۲ و "شبهه سازی"^۳ را که موضوعات اصلی پژوهش حاضر می باشند، بطور همزمان در پایگاه اینترنتی مؤسسه ISI [۳] جستجو کنید، آمار جالبی بدست می آید که در شکل ۲-۱ نمایش داده شده است. این آمار نشان می دهد که میزان تحقیقات انجام شده راجع به این موضوعات رشد روزافزونی داشته است، بگونه ای که تعداد مقالات منتشر شده پیرامون شبهه سازی دگرگونی های فازی در فولادها از ۷ مقاله در سال ۱۹۹۲ به ۳۴ مقاله در سال ۲۰۰۶ افزایش یافته است. بنابراین روشن است که شبهه سازی فرایندها و تحولات فازی حین عملیات حرارتی فولادها اهمیت ویژه ای برای مهندسان و محققان داشته و تلاش های زیادی برای مدل سازی ریاضی آنها انجام گرفته است. در ادامه، برخی از مهمترین پژوهش های انجام شده در این زمینه، که نزدیکی بیشتری با کار حاضر داشته اند به اختصار مورد بررسی قرار می گیرند.

بسیاری از محققان از جمله آرگاوال^۴ و بریماکومب^۵ (۱۹۸۱) [۴] تلاشهایی برای مدل سازی دگرگونی های فازی انجام دادند. با این حال آنها فقط دگرگونی های یوتکتوئیدی را مدنظر قرار دادند. در تحقیقات دیگری نیز روش

¹ Steel

² Phase transformation

³ Simulation

⁴ Argawal

⁵ Brimacombe

مشابهی برای پیش‌بینی تاریخچه دمایی در طول سرد کردن فولادهای یوکتوئیدی مورد استفاده قرار گرفته است. لبلاند^۱ و دواکس^۲ (۱۹۸۴) [۵] نیز مدلی برای دگرگونی‌های غیر همدمای فولادها توسعه داده‌اند. ونگ^۳ و همکاران (۱۹۹۳) [۶] تلاش‌هایی برای پیش‌بینی تنش‌های حرارتی با در نظر گرفتن دگرگونی‌های فازی انجام دادند. همچنین، سراج زاده (۲۰۰۴) [۷] تغییرات فازی و انتقال حرارت را در فرایند سرد کردن پیوسته یک فولاد یوکتوئیدی مدل-سازی کرده است. در این مدل اثر عواملی همچون اندازه دانه‌های آستنیت، کرنش باقیمانده هنگام سردایش فلز و اثر آن بر زمان نهفتگی و نرخ رشد در نظر گرفته شده است. یوان^۴ و همکاران (۲۰۰۳) [۸] با توسعه یک مدل المان محدود و حل میدان‌های الکترومغناطیسی، دمایی و تغییر فاز، فرایند سخت‌کاری القایی فولاد را شبیه‌سازی کردند و کسر حجمی فازهای تشکیل شده در این عملیات، از جمله مارتزیت تشکیل شده در اثر سردایش و نیز سختی حاصله پس از عملیات را پیش‌بینی نمودند. هوپینگ^۵ و همکاران (۲۰۰۷) [۹] یک برنامه المان محدود برای حل کوپله دمایی-تنشی-تغییر فاز توسعه دادند و سپس نتایج شبیه‌سازی را با نتایج آزمایش‌های متالوگرافی و سختی‌سنجی برای سردایش فولاد P20 مقایسه کردند. کنگ^۶ و ایم^۷ (۲۰۰۵ و ۲۰۰۷) [۱۰ و ۱۱] با ارائه یک برنامه المان محدود سه بعدی، توزیع کربن در طول کربوره کردن و نیز توزیع دما و کسر حجمی فازهای مختلف را هنگام سردایش فولاد پیش‌بینی کردند. آن‌ها اثر گرمای نهان آزاد شده در طول دگرگونی‌های فازی را نیز در نظر گرفتند. سپس به کمک این برنامه، تشکیل فازهای مختلف را در نمونه‌های استوانه‌ای یوکتوئیدی و کربوره شده و نیز در قطعات مکانیکی کربوره شده شبیه‌سازی کردند. سیمیر^۸ و گور^۹ (۲۰۰۸) [۱۲] نیز فرایند کوئنچ یک فولاد کربنی ساده را شبیه‌سازی کرده و اثر هندسه نامتقارن بر تنشهای پسماند حاصله را مورد بررسی قرار دادند.

همانطور که مشاهده می‌شود در این تحقیقات برای ساده‌سازی مسأله، فرضیاتی مدنظر قرار گرفته است که از طرفی موجب ایجاد خطا در نتایج و از طرف دیگر موجب محدودیت کاربرد روش‌ها شده است. به عنوان مثال اغلب این تحقیقات بر روی فولادهای ساده کربنی و خصوصاً فولادهای یوکتوئیدی و نیز بدون در نظر گرفتن دگرگونی مارتزیتی انجام شده است. به عبارت دیگر در فرایند شبیه‌سازی اکثراً دگرگونی‌های نفوذی مدنظر قرار گرفته است. همچنین اغلب مطالعات در حالت دوبعدی متمرکز بوده است. در بسیاری از موارد انجام شده نیز نتایج حاصل از مدل شبیه‌سازی، با داده‌های تجربی و ساختاری مقایسه نشده است. ملاحظه تحقیقات صورت گرفته نشان می‌دهد که برای درک بهتر این پدیده و مطالعه رفتار دمایی و ریزساختاری فولادها تحقیقات بیشتری لازم است.

در این تحقیق، یک مدل عددی سه بعدی جهت شبیه‌سازی فرایند سرد کردن پیوسته فولادها توسعه داده شده است. مدل توسعه داده شده، برای شبیه‌سازی فرایند سرد شدن فولاد ساده کربنی AISI 1045 و فولاد کم آلیاژ

¹ Leblond

² Devaux

³ Wang

⁴ Yuan

⁵ Huiping

⁶ Kang

⁷ Im

⁸ Şimşir

⁹ Gür

AISI 4140 بکار گرفته شد. برای فولاد AISI 1045، مدل‌سازی بر روی استوانه‌هایی به قطر ۲۵، ۵۰ و ۷۵ میلیمتر و با نسبت طول به قطر ۲ و نیز بر روی قطعات مکانیکی به شکل چرخ‌دنده انجام شد. در مورد فولاد AISI 4140، فرایند سرد شدن این فولاد حین آزمایش جامینی و نیز حین کوئنچ قطعاتی به شکل چرخ‌دنده شبیه‌سازی شد. در فرایند کوئنچ هر دو نوع فولاد ذکر شده، دو نوع محیط سرد کننده شامل آب و روغن مد نظر قرار گرفت. جهت محاسبه ضرایب انتقال حرارت حین کوئنچ در این دو محیط، پرابهایی از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ ساخته شد و شرایط انتقال حرارت، بصورت تابعی از دمای سطح، با یک روش حل معکوس محاسبه شد. جهت مدل‌سازی دگرگونی‌های فازی نفوذی از معادله JMA [۱۳-۱۶] به همراه قانون جمع‌پذیری [۱۷] استفاده شد. برای مدل‌سازی سینتیک دگرگونی مارتنزیتی در فولاد کربنی AISI 1045، از مدل کوینستین^۱ و ماربرگر^۲ [۱۸] و در فولاد کم آلیاژ AISI 4140، از یک مدل جدید [۱۹] که برای فولادهای کم آلیاژ توسعه پیدا کرده، استفاده شد. همچنین، جهت پیش‌بینی سختی در نقاط مختلف نمونه‌ها از مدل تجربی مینیر^۳ [۲۰] استفاده شده است. همانطور که پیش‌تر اشاره شد، اکثر تحقیقات صورت گرفته تا کنون بر روی فولادهای یوتکتوئیدی و دگرگونی پرلیتی متمرکز بوده است. با توجه به اینکه در فولادهای انتخاب شده برای این پژوهش، احتمال ایجاد انواع فازها و ریزساختارهای مختلف وجود دارد، در اینجا یک روش نوین برای محاسبه کسر حجمی حقیقی فازها در فولادهای غیر یوتکتوئیدی ارائه شده است. جهت اعتبارسنجی و بررسی کارایی مدل، آزمایشات تجربی بر روی نمونه‌های ذکر شده انجام شد. تاریخچه دمایی نمونه‌ها حین کوئنچ ثبت شد و آزمونهای متالوگرافی و سختی‌سنجی بر روی مقاطع برش‌خورده نمونه‌ها انجام شد. مقایسه نتایج حاصل از شبیه‌سازی با نتایج آزمایشات تجربی، کارایی و دقت مدل را تأیید کرد. با استفاده از مدل حرارتی-ساختاری توسعه یافته می‌توان ریزساختار و خواص مکانیکی قطعات فولادی را پس از سیکل‌های مختلف سرد کردن پیوسته پیش‌بینی نمود. این مدل قابلیت استفاده در دو بعد و سه بعد را داراست و می‌توان با بکارگیری آن برای شبیه‌سازی فرایند عملیات حرارتی قطعات صنعتی، توزیع فازهای تشکیل شده و نیز خواص مکانیکی حاصله را پیش‌بینی نمود و با تغییر متغیرهای فرایند، با صرف کمترین هزینه، خواص بهینه را بدست آورد.

در فصل‌های آتی، ابتدا انواع دگرگونی‌های فازی در فولادها و اصول متالورژی فیزیکی آنها تشریح می‌شود. سپس، مدلها و روابط حاکم بر این دگرگونی‌ها مورد بحث قرار می‌گیرد. فصل چهارم به بررسی فرایند کوئنچ، انواع محیط‌های سرد کننده و عوامل مختلف مؤثر بر این فرایند می‌پردازد. در فصل پنجم، مدل‌ها، مواد و روش‌های مورد استفاده در این پژوهش، تشریح خواهند شد. فصل ششم به ارائه نتایج حاصله و بحث پیرامون آنها اختصاص دارد و فصل هفتم جمع‌بندی نهایی این تحقیق را ارائه می‌کند.

¹ Koistinen

² Marburger

³ Maynier

فصل دوم

دگرگونی‌های فازی در فولادها

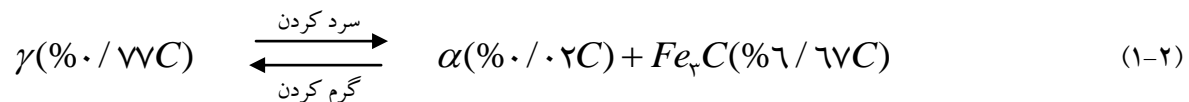
۲-۱ مقدمه

در این فصل چگونگی آرایش فازهای مختلف و ریزساختارهای حاصل از دگرگونی آستنیت مطالعه می‌شود. لازم به ذکر است که ترکیب شیمیایی آلیاژ و آهنگ سرد شدن اصلی‌ترین عوامل تعیین‌کننده ریزساختار نهایی هستند [۲۱]. در ابتدای این فصل، راجع به ریزساختارهای حاصل از دگرگونی‌های نفوذی شامل دگرگونی‌های پرلیتی و فریتی بحث می‌شود. این دگرگونی‌ها مستلزم نفوذ هستند و بنابراین در دماهای نسبتاً بالا انجام می‌شوند. سپس دگرگونی مارتنزیتی که در دماهایی به مراتب پایینتر از دمای تشکیل پرلیت انجام می‌شود و بنابراین نفوذ در آن نقشی ندارد مطالعه خواهد شد. 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 است و به کمک جابجایی 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. در قسمت پایانی این فصل، بینیت که در گستره دمایی محدود بین پایینترین دمای تشکیل پرلیت و بالاترین دمای تشکیل مارتنزیت به وجود می‌آید بررسی خواهد شد. بینیت محصول دگرگونی خاصی است که در آن هر دو مکانیزم نفوذی و برشی نقش دارند.

۲-۲ دگرگونی یوکتویدی

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

ابتدا آلیاژ $Fe-0.7\%C$ که در تمام دماهای بالای A_1 (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)، طبق نمودار تعادلی شکل ۲-۱ 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 یوکتویدی موسوم‌اند. در نمودار تعادلی آهن-کربن، دگرگونی یوکتویدی را می‌توان به صورت زیر نوشت.

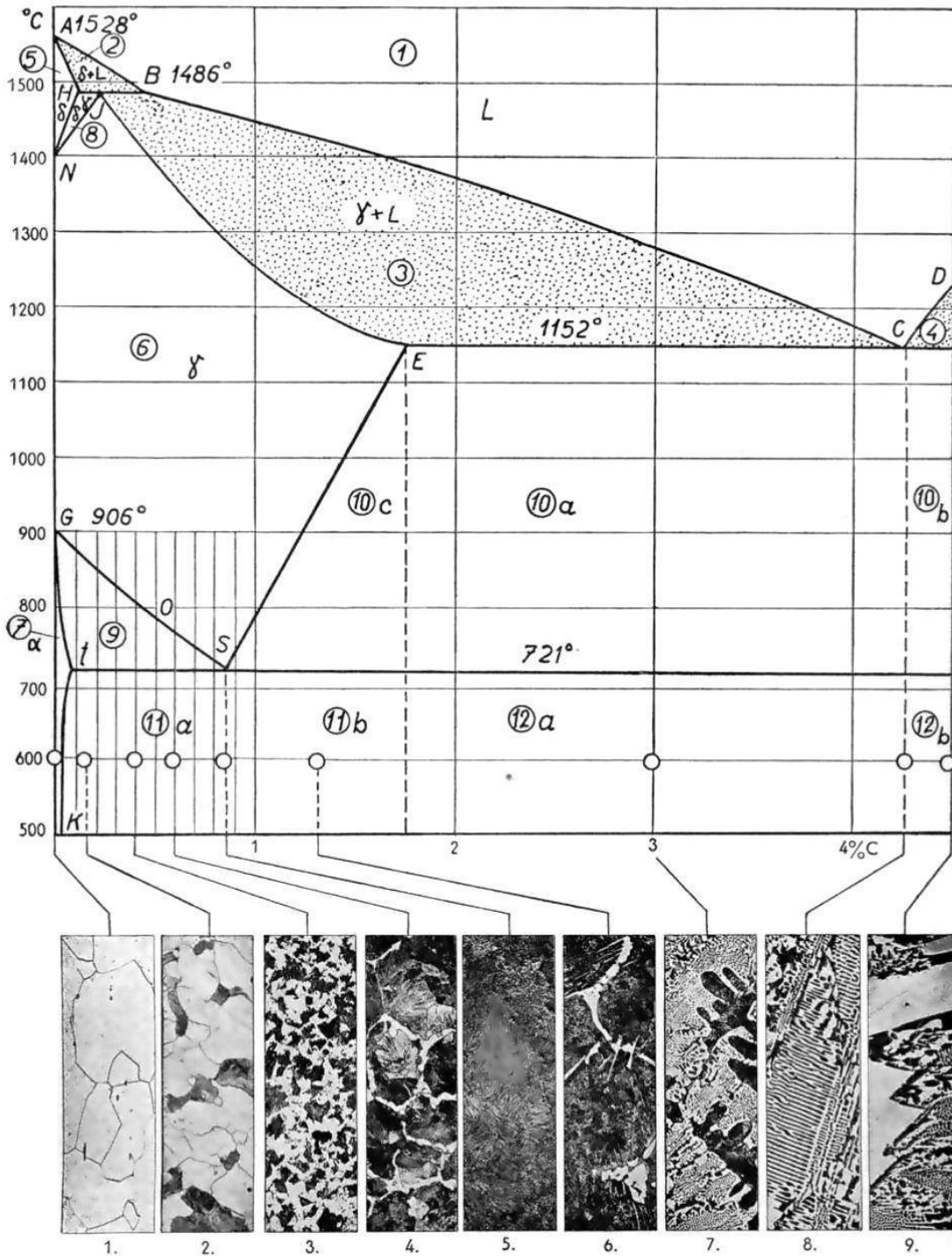


رابطه بالا نشان می‌دهد که فازهایی که در تحول یوکتوید شرکت دارند، دارای ترکیب شیمیایی ثابت‌اند و برحسب اینکه از فولاد حرارت گرفته و یا بدان حرارت داده شود، دگرگونی می‌توند در جهت تجزیه آستنیت و تشکیل فریت و سمنتیت و یا برعکس انجام گیرد. از جنبه نظری دگرگونی یوکتویدی در فولادهای کربنی ساده باید به طور همدم (در دمای ثابت)، در دمای 727 درجه سانتیگراد انجام شود. لیکن شرایط تعادل به ندرت وجود دارد و در عمل دگرگونی یوکتویدی معمولاً در زیر خط A_1 در گستره وسیعی از دما انجام می‌شود.

۲-۳ ساختار پرلیت

محصول دگرگونی یوکتوید 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. به بیان دیگر، ساختار پرلیت توسط دسته‌هایی از لایه‌های متناوب فریت و سمنتیت با فواصل و جهات مختلف مشخص می‌شود. 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 90 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. مقادیر فریت و سمنتیت موجود در پرلیت که در دمای 727 درجه سانتیگراد تشکیل می‌شود را می‌توان به کمک قانون اهرم حساب کرد. از آنجایی که چگالی فریت و سمنتیت بسیار نزدیک به یکدیگر است (به ترتیب 7.87 و 7.70 گرم بر سانتیمتر مکعب) درصد حجمی فریت و سمنتیت در ساختار پرلیت، تقریباً برابر همان درصد وزنی

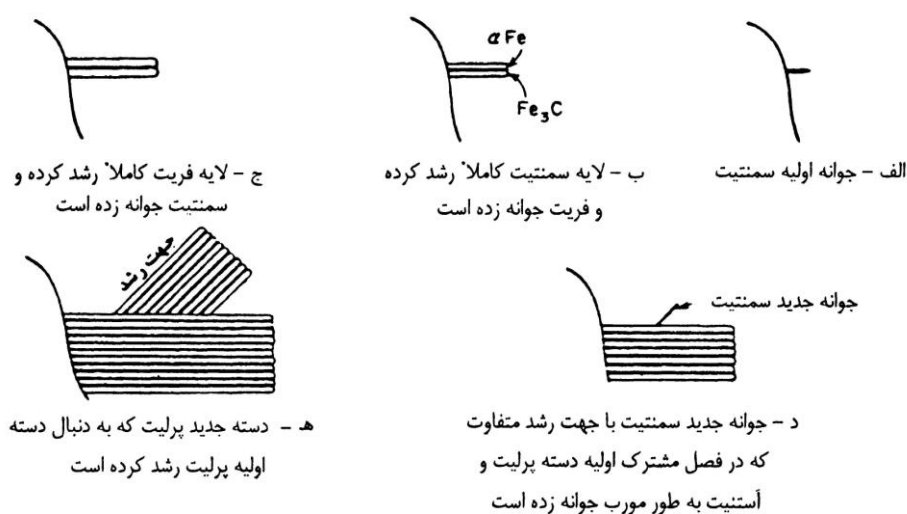
آنهاست. بنابراین در آلیاژهای آهن-کربن، مقادیر وزنی فازهای فریت و سمنتیت محاسبه شده به کمک قانون اهرم و ترکیب شیمیایی، باید با مقادیر هر یک از فازهایی که در تصویر میکروسکوپی آنها دیده می‌شود (مقادیر حجمی) تطابق داشته باشد. در حقیقت اگر فازها به طور یکنواخت توزیع شده باشند، درصد سطح پوشیده شده توسط هر کدام از فازها مستقیماً به درصد حجمی و مقدار وزن آن فاز مربوط می‌شود.



شکل ۱-۲ نمودار تعادلی آهن-کربن و ریزساختارهای حاصل از سرد کردن آهسته.

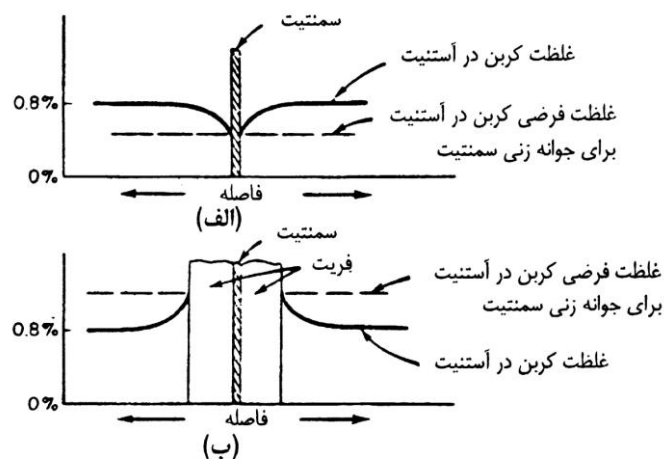
۴-۲ تشکیل پرلیت

تشکیل پرلیت از آستنیت به وسیله جوانه‌زنی و رشد انجام می‌شود. تقریباً همانند تمامی حالات دیگر، در این مورد نیز جوانه‌زنی ناهمگن است. 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. ظاهراً هیچکس تاکنون جوانه‌زنی واقعی دسته‌های پرلیت را مشاهده نکرده است و بنابراین مکانیزم تشکیل پرلیت فقط بر اساس حدس و تصور است. همچنین در رابطه با اولین قدم برای تشکیل دسته‌های پرلیت و اینکه کدام یک از لایه‌های فریت و سمنتیت ابتدا به وجود می‌آید، هنوز اتفاق نظر وجود ندارد. گفته می‌شود که این مرحله بستگی به ترکیب شیمیایی و آرایش اتمها در محلی که قرار است جوانه‌های مربوط به دسته‌های پرلیت تشکیل شود دارد. 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 ۲-۲ (الف) نشان داده شده است، از ضخامت و طول رشد می‌کند، اتمهای کربن موجود در آستنیت 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 ۲-۳ (الف) به وجود می‌آید. 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 ۲-۳ (ب)). افزایش کربن در این محلها آنقدر 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 یاد شده، لایه‌های متناوب مربوط به یک دسته پرلیت تشکیل خواهد شد (شکل ۲-۲).



شکل ۲-۲ جوانه‌زنی و رشد پرلیت [۲۱].

¹ Mehl



شکل ۲-۳ رشد لایه‌های سمنتیت و فريت و توزیع کربن در آستنیت [۲۱].

هنگامی که آستنیت در دمای ثابت به پرلیت تبدیل می‌شود، فاصله بین لایه‌های مجاور سمنتیت تقریباً ثابت است. این موضوع نه تنها در رابطه با لایه‌های مربوط به یک دسته، بلکه در مورد لایه‌های مربوط به دسته‌های مختلف نیز صادق است. نکته قابل توجه در اینجا این است که در یک دسته، لایه‌های سمنتیت دارای جهات بلورین مشترک در فضا هستند. این موضوع در رابطه با ورقه‌های فريت نیز صادق است.

رشد دسته‌های پرلیت، نه تنها با جوانه‌زدن لایه‌های جدید در مجاور لایه‌های قبلی بلکه توسط رشد طولی لایه‌های موجود نیز انجام می‌شود. این موضوع از قسمتهای مختلف شکل ۲-۲ 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 فريت و سمنتیت) است. این موضوع در شکل ۲-۲ (د) نشان داده شده است. در این شکل یک لایه سمنتیت بر روی یک لایه فريت از دسته اولیه جوانه زده و در حال رشد مورب است. دسته جدید، پس از جوانه‌زدن، همانند دسته اولیه به رشد خود ادامه می‌دهد (شکل ۲-۲-ه). به این ترتیب، با اضافه شدن دسته‌های جدید همراه با رشد دسته‌های قبلی، یک جوانه اولیه پرلیت، به گروهی از دسته‌های مجاور تبدیل می‌شود. ساختار حاصل از فرایند فوق، به کره پرلیت موسوم است. از آنجایی که دسته‌های پرلیت دارای آهنگ رشد تقریباً یکسان در جهات موازی و عمود بر لایه‌های پرلیت‌اند، یک کره پرلیت معمولاً شکل کروی دارد. کره پرلیتی که کاملاً رشد کرده باشد بر روی یک سطح صاف مانند آنچه در زیر میکروسکوپ دیده می‌شود، تقریباً به صورت یک دایره است.

۲-۵ اثر دما بر دگرگونی پرلیتی

در بخش‌های قبل، ساختار لایه‌ای پرلیت و تشکیل آن توسط دگرگونی یوتکتویدی در حوالی دمای A_1 بررسی شد. در عمل، تشکیل پرلیت به ندرت در حوالی دمای A_1 انجام می‌شود. شکل ۲-۴ آهنگ رشد پرلیت را بر حسب تابعی از دمای دگرگونی (دگرگونی در دمای ثابت) در یک فولاد کربنی ساده یوتکتویدی نشان می‌دهد. همچنان که از

این شکل مشخص است، در دماهایی درست زیر دمای A_1 ، با کاهش دما آهنگ رشد پرلیت سریعاً افزایش می‌یابد و در 600°C درجه سانتیگراد به حداکثر مقدار رسیده و در دماهای پایین‌تر، مجدداً کاهش می‌یابد.

آهنگ تشکیل پرلیت، تحت تاثیر چندین پارامتر تغییر می‌کند که شاید مهم‌ترین آنها آرایش مجدد یا جابجایی مقدار زیادی کربن جهت انجام دگرگونی آستنیت به فریت کم کربن و سمیتیت پرکربن است. جابجایی یا نفوذ کربن که توسط ضریب نفوذ آن مشخص می‌شود بستگی به دما دارد. یکی از روابطی که برای نفوذ کربن در آستنیت آمده عبارتست از:

$$D_C^{\gamma} = 0.12 \exp(-32000 / RT) \quad (2-2)$$

که در این رابطه D_C^{γ} متوسط ضریب نفوذ کربن در آستنیت (cm^2/s)، R ثابت گازها ($1/98 \text{ Cal/gr.mol}/^\circ\text{K}$) و T دما 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 ۲-۴ تناقض دارد. این تناقض ظاهری، با توجه به اثر دمای تشکیل پرلیت بر روی فاصله بین لایه‌ای آن، قابل توجیه است. معادله‌های زیادی برای نشان دادن ارتباط بین مقدار تحت تبرید و فاصله بین لایه‌ای در پرلیت ارائه شده است. یکی از آنها که بیشترین نزدیکی را با بحث بالا دارد رابطه‌ای است که توسط زرنر و هیلارت ارائه شده و به صورت زیر است:

$$S_p = \frac{4\sigma T_E}{\Delta H_v \Delta T} \quad (3-2)$$

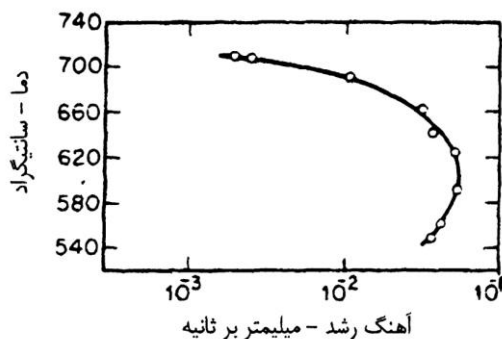
در این رابطه S_p فاصله بین لایه‌ای پرلیت است که تشکیل شده از مجموع ضخامت یک لایه فریت و یک لایه سمیتیت، σ انرژی فصل مشترک فریت-سمیتیت در واحد سطح، T_E دمای تعادلی دگرگونی تشکیل پرلیت (A_1) برای فولادهای کربنی ساده، ΔH_v تفاوت بین آنتالپی آستنیت و مخلوط فریت و سمیتیت برای واحد حجم و ΔT مقدار تحت تبرید است. بنابراین ملاحظه می‌شود که برای توجیه ارتباط بین آهنگ رشد پرلیت و دمای دگرگونی (شکل ۲-۴) باید دو نکته را در نظر گرفت، یکی نفوذ کربن در آستنیت (D_C^{γ}) و دیگری فاصله بین لایه‌ای پرلیت (S_p). ابتدا هر چه دمای تشکیل پرلیت (دگرگونی در دمای ثابت) از دمای A_1 کمتر می‌شود، نفوذ کاهش می‌یابد (رابطه ۲-۲)، ولی از آنجایی که فاصله بین لایه‌ای نیز کمتر می‌شود (رابطه ۳-۲)، مسافتی که اتمهای کربن باید نفوذ کرده تا از آستنیت خارج شده و بین فریت و سمیتیت توزیع شوند، کمتر می‌شود و بنابراین آهنگ رشد پرلیت افزایش می‌یابد. از طرف دیگر، نفوذ شدیداً به دما بستگی دارد (رابطه ۲-۲) و در دماهای پایین (کمتر از 600°C درجه سانتیگراد) بسیار کم بوه و در نتیجه آهنگ رشد پرلیت در دماهای یاد شده کاهش می‌یابد. در دماهای بالا (حوالی A_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 فوق العاده کم خواهد بود.

آهنگ جوانه زنی 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. تغییرات مقدار متوسط آهنگ جوانه‌زنی (N) با دما در شکل ۲-۵ آمده است.

همچنین در این شکل آهنگ رشد (G) به صورت تابعی از دما نشان داده شده است. با مطالعه شکل فوق اطلاعات زیادی در رابطه با ساختار پرلیت و تغییراتی که در آن به صورت تابعی از دما به وجود می‌آید مشخص می‌شود. اگر دما درست زیر دمای A_1 باشد، مثلاً ۷۰۰ درجه سانتیگراد، آهنگ جوانه‌زنی بسیار کند (تقریباً صفر) خواهد بود، در حالی که آهنگ رشد یک مقدار مشخص و گستره بین 10^{-3} تا 10^{-4} میلیمتر بر ثانیه است. بنابراین فقط چند جوانه پرلیت تشکیل شده و از آنجایی که آهنگ رشد زیاد است، جوانه‌ها رشد کرده و به کره‌های بزرگ پرلیت تبدیل می‌شوند. در حقیقت کره‌ها می‌توانند خیلی بزرگتر از اندازه حقیقی و اصلی دانه‌های آستنیت رشد کنند، زیرا رشد کره‌ها می‌تواند از مرز دانه‌ها فراتر رود. با کاهش دما، آهنگ جوانه‌زنی به مراتب بیشتر از آهنگ رشد افزایش می‌یابد و بنابراین هر چه دمای دگرگونی در تغییر فاز هم‌دما پایین‌تر باشد دسته‌های بیشتری از پرلیت تشکیل می‌شود. از آنجایی که با کاهش دما، آهنگ جوانه‌زنی و رشد پرلیت هر دو افزایش می‌یابند (شکل ۲-۵)، بنابراین می‌تون نتیجه گرفت که با کاهش دما آهنگ دگرگونی آستنیت به پرلیت هم افزایش می‌یابد.

در یک دمای ثابت، مقدار آستنیت تبدیل شده به پرلیت را می‌توان با استفاده از رابطه JMA^1 (این رابطه در فصل سوم تشریح خواهد شد) محاسبه کرد. طبق این رابطه، در یک دمای ثابت، حجم جزئی پرلیت تشکیل شده بر حسب تابعی از زمان به صورت یک منحنی S شکل در می‌آید (شکل ۲-۶). همان‌طور که از شکل ۲-۶ مشخص است، آهنگ اولیه دگرگونی بسیار کم است. این موضوع به زمان لازم برای جوانه‌زنی، یعنی زمان لازم برای بوجود آمدن اولین جوانه‌های پایدار مربوط می‌شود. با گذشت زمان جوانه‌های بیشتری به وجود آمده و در نتیجه آهنگ دگرگونی هم زیاد می‌شود. سرانجام با رسیدن به مراحل پایانی دگرگونی، از آنجایی که کره‌های پرلیت با یکدیگر برخورد می‌کنند و در نتیجه میزان آستنیت تغییر فاز نیافته به سرعت کاهش می‌یابد، آهنگ تغییر فاز (تشکیل پرلیت) مجدداً کاهش خواهد یافت.

اگر منحنی شکل ۲-۶ در دماهای مختلف رسم شود ملاحظه می‌شود که با کاهش دما منحنی به سمت چپ و با افزایش دما منحنی به سمت راست جابه‌جا می‌شود. به بیان دیگر، با کاهش دما زمان لازم برای شروع و پایان تشکیل پرلیت کاهش و با افزایش دما، این زمانها افزایش می‌یابد. شمایی از این تغییرات در شکل ۲-۷ نشان داده شده است.



شکل ۲-۴ آهنگ رشد پرلیت بر حسب دمای دگرگونی در فولاد کربنی ساده یوتکتوئیدی با درجه خلوص بالا [۲۱].

¹ Johnson-Mehl-Avrami