



بررسی تحولات ترمودینامیکی فرآیند گرافیت زایی فولاد های هایپر یوکتوئید

سید امین رونقی^۱، علیرضا کیانی رشید^۲، فاتح فاضلی^۲

چکیده

فرآیند گرافیت‌زایی عمدتاً طی تجزیه سمنتیت به گرافیت صورت می‌گیرد و به ویژه در ریخته‌گری چدن سفید حین استحاله یوکتیتیکی و در حضور عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم به چشم می‌خورد. طی دهه‌های گذشته اگرچه تلاش‌هایی جهت تولید فولادهای گرافیتی با قابلیت ماشین‌کاری خوب و قابلیت کار سرد صورت گرفته است، اما مجموعه این مطالعات ناکافی می‌باشد. به دلیل حضور کره‌های گرافیت به جای رسوبات کاربیدی سطوح این فولادها به مشابه روان‌کار عمل کرده و جایگزین مناسبی برای فولادهای مشابه با عناصر آلیاژی گوگرد و سرب هستند که از لحاظ زیست محیطی مطلوب نمی‌باشند. آنچه در این مقوله مد نظر است بررسی ترمودینامیکی و پایداری فازهای موجود از قبیل فریت، سمنتیت و گرافیت در کنار یکدیگر و در حضور عناصر آلیاژی کاربیدزا و گرافیت‌زا و نحوه تاثیر این عناصر بر تعادلات فازی و نیروی محرکه فرآیند گرافیت‌زایی می‌باشد.

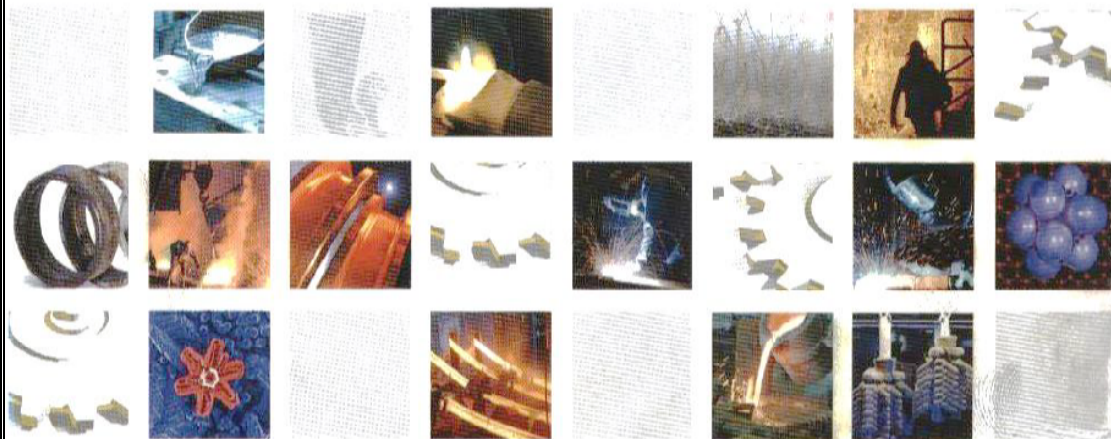
واژگان کلیدی: گرافیت زایی، فولاد هایپر یوکتوئید، سمنتیت، ترمودینامیک.

۱. دانشجوی کارشناس ارشد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد

۲. استادیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد

برنامه

دومین همایش مشترک علمی مهندسی متالورژی وریخته‌گری ایران



دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج
انجمن مهندسیین متالورژی ایران
انجمن علمی ریخته‌گری ایران
۲۸ و ۲۹ آبان ۸۷

محل برگزاری: رجایی شهر - بلوار شهید مودن
دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج: www.kiau.ac.ir
انجمن مهندسیین متالورژی ایران: www.imes.ir
انجمن علمی ریخته‌گری ایران: www.irfs.ir



بررسی تحولات ترمودینامیکی فرآیند گرافیت زایی فولاد های هایپر یوکتوئید

سید امین رونقی^۱، علیرضا کیانی رشید^۲، فاتح فاضلی^۲

چکیده

فرآیند گرافیت زایی عمدتاً طی تجزیه سمنتیت به گرافیت صورت می گیرد و به ویژه در ریخته گری چدن سفید حین استحاله یوکتیکی و در حضور عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم به چشم می خورد. طی دهه های گذشته اگرچه تلاش هایی جهت تولید فولادهای گرافیتی با قابلیت ماشین کاری خوب و قابلیت کار سرد صورت گرفته است، اما مجموعه این مطالعات ناکافی می باشد. به دلیل حضور کربن های گرافیت به جای رسوبات کاربیدی سطوح این فولادها به مشابه روان کار عمل کرده و جایگزین مناسبی برای فولادهای مشابه با عناصر آلیاژی گوگرد و سرب هستند که از لحاظ زیست محیطی مطلوب نمی باشند. آنچه در این مقوله مد نظر است بررسی ترمودینامیکی و پایداری فازهای موجود از قبیل فریت، سمنتیت و گرافیت در کنار یکدیگر و در حضور عناصر آلیاژی کاربیدزا و گرافیت زا و نحوه تاثیر این عناصر بر تعادلات فازی و نیروی محرکه فرآیند گرافیت زایی می باشد.

واژگان کلیدی: گرافیت زایی، فولاد هایپر یوکتوئید، سمنتیت، ترمودینامیک.

مقدمه

طی دهه های گذشته تلاش های بسیاری جهت تولید فولادهای گرافیتی با خواص ماشین کاری بالا و قابلیت کار سرد صورت گرفته است. به دلیل حضور کربن های گرافیت به جای رسوبات کاربیدی سطوح این فولادها به مشابه روان کار عمل کرده و جایگزین مناسبی برای فولادهای مشابه با عناصر آلیاژی گوگرد و سرب هستند. فولادهای حاوی گوگرد و سرب به لحاظ زیست محیطی نیز مطلوب نمی باشند.

[۱].

فرآیند گرافیت زایی طی تجزیه سمنتیت به گرافیت صورت می گیرد و خصوصاً در ریخته گری چدن سفید حین استحاله یوکتیکی و در حضور عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم به چشم می خورد [۲].

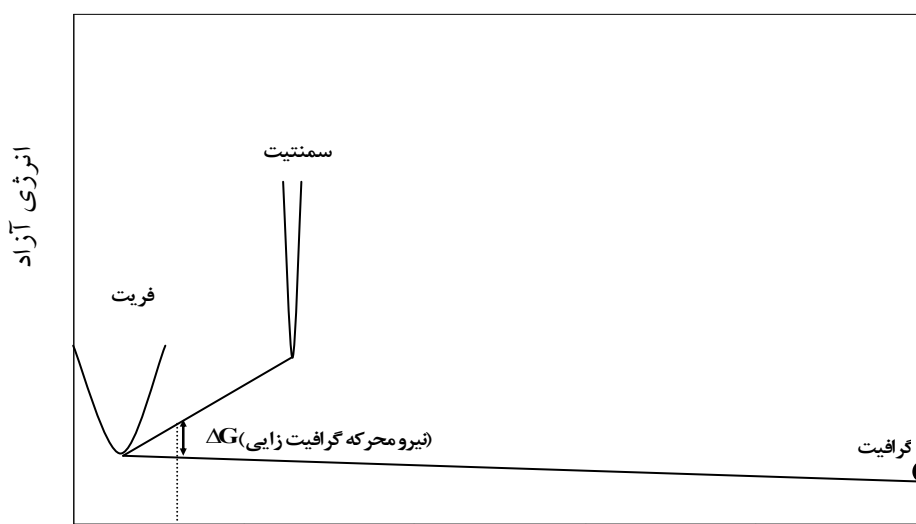
(۱) دانشجوی کارشناس ارشد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد

(۲) استادیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد

آنچه مد نظر می باشد، بررسی فرآیند گرافیت زایی در فولادهای با درصد کربن بالا (هایپریوتکتوئید) حین عملیات حرارتی آنیلینگ است. البته گرافیت زایی در فولاد در حالت کلی نیازمند زمان های طولانی آنیل بوده که عملاً کاربرد صنعتی آن را محدود می کند [۱]. میزان گرافیت ایجاد شده بستگی به درصد کربن، میزان و نوع عناصر آلیاژی، میزان کار سرد انجام شده بر روی قطعه و دما و زمان سیکل های حرارتی دارد.

برای تسریع در امر گرافیت زایی از عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم و آلومینیوم که ناپایدارکننده سمنتیت به حساب می آیند، بهره گرفته می شود. ذرات اکسید و یا نیتريد آلومینیوم مراکز جوانه زنی لازم برای کربن های گرافیت را بر روی خود فراهم می کنند. با استفاده از این عناصر و ترکیبات مشابه نظیر نیتريد بور که به لحاظ ساختاری همانند گرافیت هستند می توان زمان گرافیت زایی را از ده ها و حتی صدها ساعت به ۲-۴ ساعت در دمای $600-700^{\circ}\text{C}$ برای فولادهای کم کربن کاهش داد [۱، ۳، ۴]. در مقابل کروم و منگنز به عنوان پایدارکننده های سمنتیت مانع از تشکیل گرافیت حتی در زمان های بیش از ۱۰۰۰ ساعت می شوند [۴].

آنچه در این رابطه کمتر مورد بررسی قرار گرفته، تحلیل ترمودینامیکی فرآیند گرافیت زایی و نقش عناصر آلیاژی بر این استحالته از دیدگاه ترمودینامیکی است. شکل ۱ تصویر شماتیکی از نیرو و محرکه گرافیت زایی را نشان می دهد.



شکل ۱. تصویر شماتیکی از تغییرات انرژی آزاد طی فرآیند گرافیت زایی.

محاسبات بر اساس مدل ترموديناميکی

با توجه به مدل زیر شبکه برای محلول با قاعده که توسط هيلرت و استفانسون^[5] ارائه شده است، می توان مقدار انرژی آزاد گيبس را برای فازی مشخص نظیر ϕ با ترکیب سه تایی آهن-کربن-منگنز محاسبه نمود. فاز ϕ شامل مخلوطی از ترکیب های Mn_aVa_c , Mn_aC_c , Fe_aVa_c , Fe_aC_c است که a , Va و C به ترتیب بیانگر مکان های خالی بین نشین، تعداد مکان های جانشین و تعداد مکان های بین نشین برای هر ترکیب می باشند. انرژی آزاد گيبس فاز ϕ از مجموع انرژی آزاد اجزای اولیه، انرژی آزاد انحلال، انرژی آزاد اضافی G_m^ϕ و ترم آرایش مغناطیسی G_{mo}^ϕ محاسبه می گردد. انحراف از حالت ایده آل توسط پارامترهای انحلال یا به عبارتی پارامترهای اندرکنش اجزا، $L_{i,j,k}^\phi$ یا $L_{i,j,k}^\phi$ لحاظ می شود و در نهایت با اعمال غلظت کسر مکانی y_i ، انرژی آزاد فاز مذکور به صورت زیر قابل محاسبه خواهد بود:

$$G_m^\phi = y_{Mn}y_C {}^0G_{Mn_aC_c}^\phi + y_{Mn}y_{Va} {}^0G_{Mn_aVa_c}^\phi + y_{Fe}y_C {}^0G_{Fe_aC_c}^\phi + y_{Fe}y_{Va} {}^0G_{Fe_aVa_c}^\phi + RT[a(y_{Mn} \ln y_{Mn} + y_{Fe} \ln y_{Fe}) + c(y_C \ln y_C + y_{Va} \ln y_{Va})] + y_{Mn}y_{Fe}y_C L_{Mn,Fe,C}^\phi + y_{Mn}y_{Fe}y_{Va} L_{Mn,Fe,Va}^\phi + y_{Mn}y_Cy_{Va} L_{Mn,C,Va}^\phi + y_{Fe}y_Cy_{Va} L_{Fe,C,Va}^\phi + G_{mo}^\phi \quad (1)$$

که

$$y_{Fe} = 1 - y_{Si}; y_{Va} = 1 - y_C$$

$$L^\phi = {}^0L^\phi + (y_j - y_i) {}^1L^\phi \quad (L^\phi = L_{i,j,k}^\phi)$$

$$L^\phi = {}^0L^\phi + (y_k - y_j) {}^1L^\phi \quad (L^\phi = L_{i,j,k}^\phi)$$

در شبکه fcc، $a=1$ و $c=3$ و در شبکه bcc، $a=1$ و $c=3$ است. جهت محاسبه و ترسیم دیاگرام فازی یک سیستم سه تایی نظیر آهن-کربن-منگنز نیازمند حل معادلات ذیل می باشد:

$$\frac{\partial G^\gamma}{\partial X_{Mn,eq}^\gamma} = \frac{\partial G^\alpha}{\partial X_{Mn,eq}^\alpha} \quad (2)$$

$$G^\gamma - \frac{\partial G^\gamma}{\partial X_{Mn,eq}^\gamma} X_{Mn,eq}^\gamma - \frac{\partial G^\gamma}{\partial X_{C,eq}^\gamma} X_{C,eq}^\gamma = G^\alpha - \frac{\partial G^\alpha}{\partial X_{Mn,eq}^\alpha} X_{Mn,eq}^\alpha - \frac{\partial G^\alpha}{\partial X_{C,eq}^\alpha} X_{C,eq}^\alpha \quad (3)$$

به دلیل انحلال ناچیز کربن در فاز α ، می توان در معادله (۳) مقدار $X_{C,eq}^\alpha$ را برابر صفر در نظر گرفت و معادله را ساده تر نمود. با استفاده از معادلات (۲) و (۳) مرز میان فازهای α و γ مشخص شده و با تکرار مراحل مذکور سایر خطوط فازی نیز ترسیم می گردند. در جدول ۱ داده های ترموديناميکی لازم جهت محاسبه سیستم آهن-کربن-منگنز آورده شده است.

جدول ۱. پارامترهای تعادلی شبکه برای سیستم آهن-کربن-منگنز^[۶].

فاز	پارامترهای ترمودینامیکی j/mol
α	$G_{Fe:Va}^{\alpha} = 1224.83 + 124.134T - 23.5143T \ln(T) - 4.39752 \cdot 10^{-3} T^2 - 5.89269 \cdot 10^{-8} T^3 + 7.73585 \cdot 10^4 T^{-1}$
	$G_{Fe:C}^{\alpha} = 271000 + 712.0T - 94.4T \ln(T) - 0.00581T^2 - 5.89269 \cdot 10^{-8} T^3 + 7.77 \cdot 10^6 T^{-1} - 7.93 \cdot 10^8 T^{-2} + 3.6 \cdot 10^{10} T^{-3}$
	$G_{Mn:Va}^{\alpha} = -8115.28 + 130.095T - 23.4582T \ln(T) - 7.34768 \cdot 10^{-3} T^2 + 69827.1T^{-1}$
	$G_{Mn:C}^{\alpha} = -50200 + 672.0T - 96.4T \ln(T) - 8.76 \cdot 10^{-3} T^2 + 7.76 \cdot 10^6 T^{-1} - 7.93 \cdot 10^7 T^{-2} + 3.6 \cdot 10^9 T^{-3}$
	$L_{Fe,Mn:Va}^{\alpha} = -2759 + 1.23700T$
	$L_{Fe,Mn:C}^{\alpha} = 34052 - 23.467T$
	$L_{Fe:Va,C}^{\alpha} = -190T$
γ	$G_{Fe:Va}^{\gamma} = -237.57 + 132.416T - 24.6643T \ln(T) - 3.75752 \cdot 10^{-3} T^2 - 5.89269 \cdot 10^{-8} T^3 + 7.73585 \cdot 10^4 T^{-1}$
	$G_{Fe:C}^{\gamma} = 59600 + 287.0T - 48.9T \ln(T) - 0.00423T^2 - 5.89269 \cdot 10^{-8} T^3 + 2.64 \cdot 10^6 T^{-1} - 2.64 \cdot 10^8 T^{-2} + 1.210^{10} T^{-3}$
	$G_{Mn:Va}^{\gamma} = -3440 + 132.0T - 24.5T \ln(T) - 0.006T^2 + 69600T^{-1}$
	$G_{Mn:C}^{\gamma} = -25000 + 316.0T - 47.8T \ln(T) - 0.00782T^2 + 2.63 \cdot 10^6 T^{-1} - 2.64 \cdot 10^8 T^{-2} + 1.2 \cdot 10^{10} T^{-3}$
	$L_{Fe,Mn:C}^{\gamma} = -8021 + 518X + 259X + 3.865T$
	$L_{Fe,Mn:C}^{\gamma} = 34052 - 23.467T$
	$L_{Fe:Va,C}^{\gamma} = -34671$
$L_{Mn:Va,C}^{\gamma} = -43433$	

به کمک بسته های نرم افزاری ترمودینامیکی نظیر Thermo-Calc^[۷] ویا ChemSage^[۸] که بر پایه روابط ترمودینامیکی موجود و معادلات ذکر شده طراحی شده اند، فرآیند محاسبات ترمودینامیکی و فازی بسیار تسهیل شده است. البته محاسبات انجام گرفته توسط این نرم افزارها محدود به بسته های تعریف شده برای آن ها بوده و کاربر امکان دسترسی به محاسبات صورت گرفته در مراحل میانی برنامه را ندارد. لذا جهت بیان انرژی آزاد گیس فازهایی نظیر آستنیت و فریت به صورت تابعی از کسر مولی کربن و سیلیسیم و دما نیازمند بکارگیری نرم افزارهای دیگر، نظیر Maple هستیم. نمونه ای از محاسبات

انجام گرفته توسط نرم افزار Maple 11 جهت تعيين انرژی آزاد گيس فاز فريت در سيستم دو تایی آهن-کربن در ادامه آورده شده است.

$$\begin{aligned}
 G^{\alpha} = & (1-x) \cdot \left[\frac{x}{3 \cdot (1-x)} \cdot (271169.5 + 711.9T - 96.41 \cdot T \cdot \ln(T) - 5.814 \cdot 10^{-3} \cdot T^2 - 5.8927 \cdot 10^{-8} \cdot T^3 + \right. \\
 & + 7.765 \cdot 10^6 \cdot T^{-1} - 7.929 \cdot 10^8 \cdot T^2 + 3.6 \cdot 10^{10} \cdot T^3) + \left(1 - \frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) \cdot (1224.83 + 124.134 \cdot T - \\
 & - 23.5143 \cdot T \cdot \ln(T) - 0.00439752 \cdot T^2 - 5.8927 \cdot 10^{-8} \cdot T^3 + 77359 \cdot T^{-1}) + 8.314 \cdot T \cdot 3 \cdot \left(\frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) \\
 & \cdot \ln \left(\frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) + \left(1 - \frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) \ln \left(1 - \frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) \left. - 190 \cdot T \cdot \frac{x}{3 \cdot (1-x)} \cdot \left(1 - \frac{x}{3 \cdot (1-x)} \right) \right. \\
 & \left. + 8.314 \cdot T \cdot \left[1 - 0.9053 \cdot \left(\frac{T}{1043} \right)^{-1} - 0.153 \cdot \left(\frac{T}{1043} \right)^3 - 0.0068 \cdot \left(\frac{T}{1043} \right)^9 - 0.00153 \cdot \left(\frac{T}{1043} \right)^{15} \right] \cdot \ln(3.22) \right] \quad (4)
 \end{aligned}$$

یافته ها

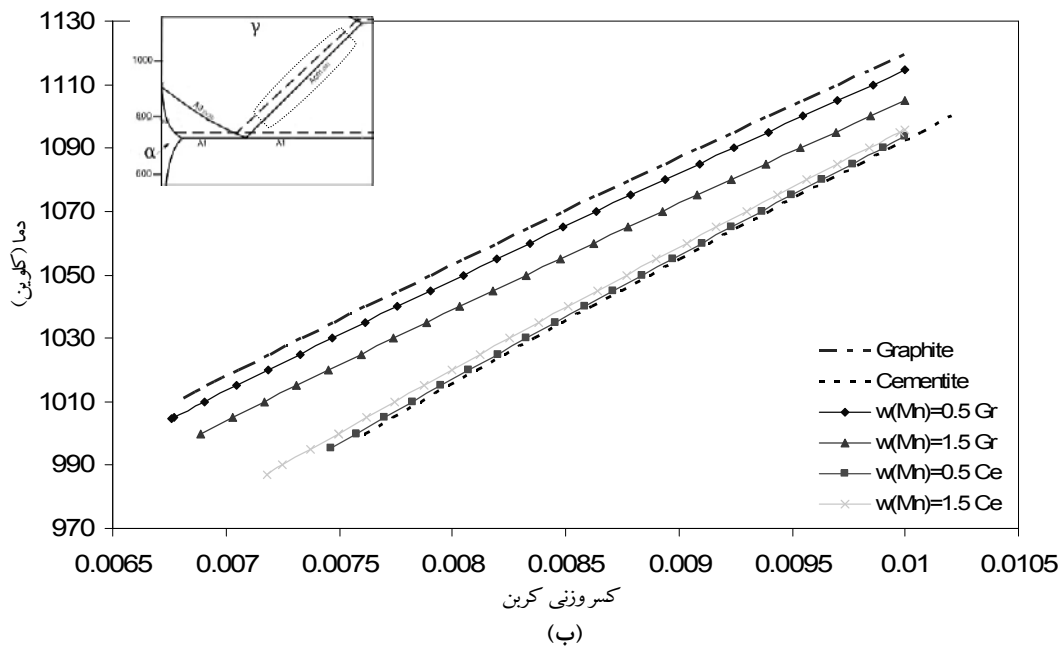
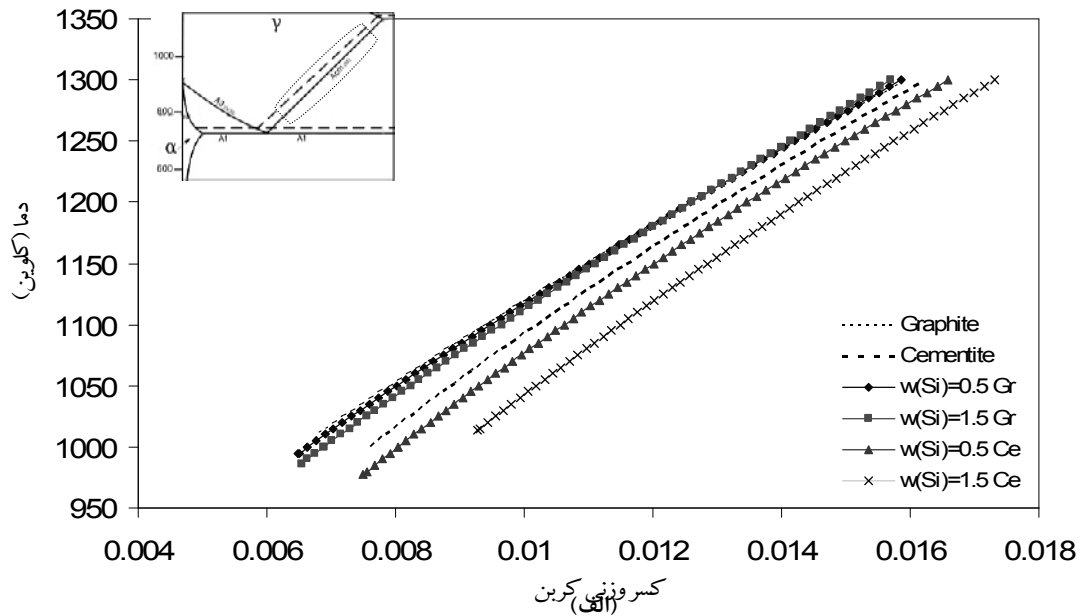
با کمک نرم افزار Thermo-Calc کلاسیک (TCCP-DEMO) تاثیر عناصر آلیاژی سیلیسیم و منگنز بر روی جابجایی مرز ناحیه آستنیت در فولاد های هایپر یوتکتوئید (A_{cm}) بررسی شده است (شکل ۲ الف و ب).

همان طور که مشاهده می شود تاثیر مقدار سیلیسیم بر مرز ناحیه آستنیت-سمنتیت بیش از اثر آن بر ناحیه آستنیت - گرافیت می باشد و با افزایش در صد سیلیسیم فاصله میان این خطوط افزایش می یابد و باعث کاهش دمای شروع آستنیت می شود. در مقابل تاثیر منگنز بر مرز ناحیه آستنیت-گرافیت بیشتر از اثر آن بر جابجایی مرز فازی آستنیت-سمنتیت بوده و با افزایش میزان منگنز فاصله میان این دو مرز کاهش می یابد.

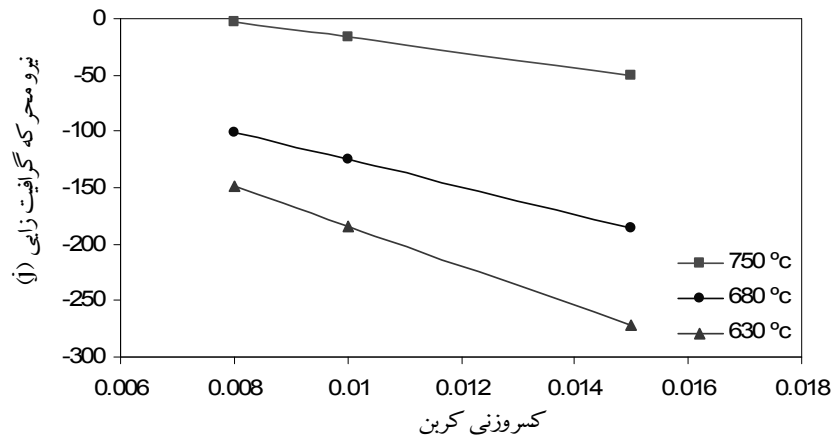
بررسی تاثیر دما و درصد کربن بر نیرو محرکه و کسر مولی گرافیت تشکیل شده طی استحاله سمنتیت به گرافیت در شکل ۳ الف و ب آورده شده است. فولاد های مذکور با ترکیب آهن-کربن و فاقد هر گونه عنصر آلیاژی فرض شده اند.

عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم و منگنز ضمن جابجا کردن مرز های فازی باعث ایجاد نواحی سه فازی در برش های عمودی دیاگرام سه تایی شامل این عناصر می شود. شکل ۴ الف و ب و شکل ۵ الف و ب به ترتیب تغییرات انرژی آزاد و کسر مولی گرافیت تشکیل شده طی فرآیند گرافیت زایی را بر اساس درصد

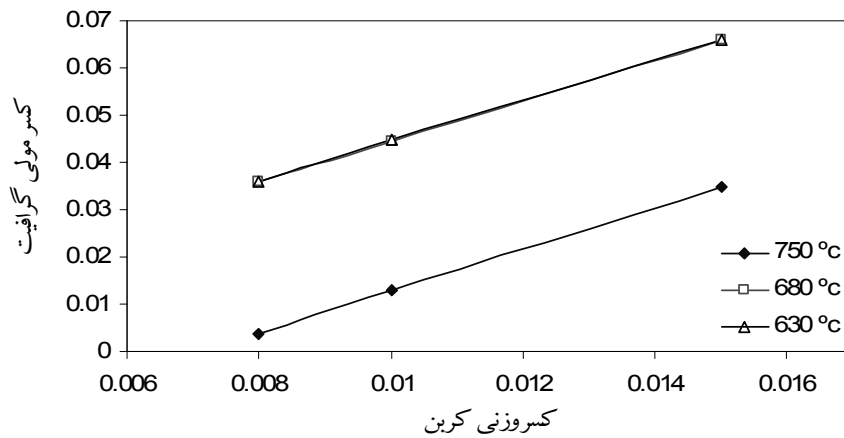
های مشخصی از سیلیسیم و منگنز، در فولاد های حاوی ۱ درصد وزنی کربن در دماهای مختلف نشان می دهند.



شکل ۲. تاثیر افزودن سیلیسیم و منگنز بر جابجایی خط A_{cm} در نمودار فازی آهن-کربن. (الف) افزودن سیلیسیم و (ب) منگنز.

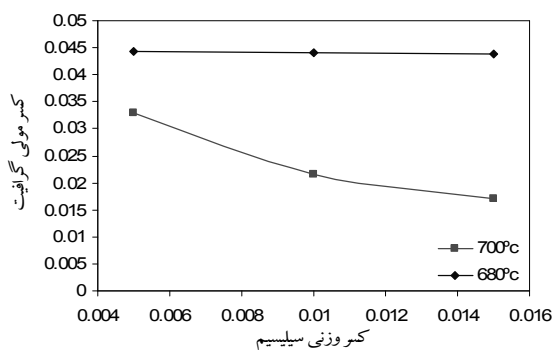


(الف)

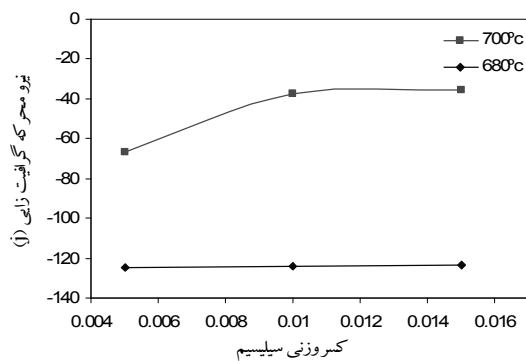


(ب)

شکل ۳. تاثیر دما و درصد کربن بر: الف) تغییرات انرژی آزاد، ب) کسر مولی گرافیت نهایی.



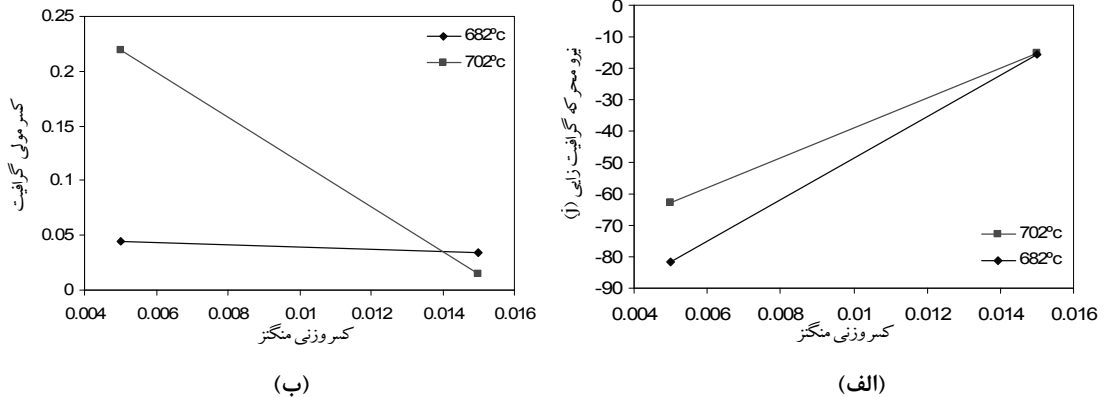
(ب)



(الف)

شکل ۴. تغییرات نیرو محرکه (الف) و کسر مولی گرافیت (ب) طی فرآیند گرافیت زایی با کسر وزنی سیلیسیم.

جداول ۲ و ۳ بیانگر فازهای تعادلی در دماهای معین با توجه به تغییرات عناصر آلیاژی در فولادی با ۱ در صد وزنی کربن می باشند.



شکل ۵. تغییرات نیرو محرکه (الف) و کسر مولی گرافیت (ب) طی فرآیند گرافیت زایی با کسر وزنی منگنز.

جدول ۲. فازهای تعادلی با توجه به تغییرات کسر وزنی سیلیسیم و دما در فولادی با ۱ در صد وزنی کربن.

$w(C)=0.01, T(^{\circ}C)$	$w(Si)$	فازهای تعادلی
680	۰/۰۰۵	فریت، گرافیت
	۰/۰۱۵	فریت، گرافیت
700	۰/۰۰۵	آستنیت، فریت، گرافیت
	۰/۰۱۵	آستنیت، گرافیت

جدول ۳. فازهای تعادلی با توجه به تغییرات کسر وزنی منگنز و دما در فولادی با ۱ در صد وزنی کربن.

$w(C)=0.01, T(^{\circ}C)$	$w(Mn)$	فازهای تعادلی
682	۰/۰۰۵	فریت، گرافیت
	۰/۰۱۵	فریت، سمیتیت، گرافیت
702	۰/۰۰۵	فریت، گرافیت
	۰/۰۱۵	آستنیت، فریت، گرافیت

بحث

به طور کلی بررسی ترمودینامیکی فرآیند گرافیت زایی از دو دیدگاه زیر امکان پذیر است:

۱- کسر مولی گرافیت ایجاد شده پس از استحاله

۲- نیرو محرکه استحاله (تغییرات انرژی آزاد طی استحاله سمتیت به گرافیت)

همان طور که در شکل ۳ الف ملاحظه می شود با افزایش درصد کربن در مورد سیستم دوتایی آهن-کربن، ΔG کاهش یافته و به عبارتی نیرو محرکه استحاله تبدیل سمتیت به گرافیت افزایش می یابد. همچنین با کاهش دما از بالای خط A_1 (750°C) به زیر این خط (630°C) نیرو محرکه واکنش افزایش می یابد. در شکل ۳ ب با افزایش درصد کربن کسر مولی گرافیت افزایش و با افزایش دما این مقدار کاهش نشان می دهد. دلیل این کاهش، افزایش میزان انحلال کربن در فاز آستنیت در دمای 750°C نسبت به فریت در دمای 630°C می باشد. به دلیل تغییرات ناچیز انحلال کربن در فریت با دما در ناحیه دو فازی زیر A_1 در درصد های مختلف کربن، کسر مولی گرافیت حاصله تقریباً ثابت و یکسان است لذا نمودارهای مربوط به دماهای 630°C و 680°C تقریباً بر یکدیگر منطبقند. لذا فرآیند گرافیت زایی در فولاد های هایپریتکتوئید در دماهای بالای خط A_1 به دلیل کاهش کسر مولی گرافیت و همچنین کاهش نیرو محرکه فرآیند گرافیت زایی مد نظر نمی باشد.

با توجه به شکل ۴ الف و ۵ الف با افزودن عناصر آلیاژی سیلیسیم و منگنز، ΔG واکنش افزایش یافته است. به عبارتی در دمای زیر A_1 (682°C) با افزایش درصد سیلیسیم و منگنز در فولادی حاوی ۱ درصد وزنی کربن نیرو محرکه گرافیت زایی کاهش می یابد. همچنین کسر مولی گرافیت نیز در شرایط مذکور به میزان نامحسوسی کاهش نشان می دهد (۴ ب و ۵ ب). توجه شود که تغییر شیب نمودار ها در دمای 700°C به دلیل تغییرات فازی در این دما است.

نتیجه گیری

۱- بررسی ترمودینامیکی فرآیند گرافیت زایی از دو دیدگاه کسر مولی گرافیت و نیرو محرکه استحاله مربوطه امکان پذیر است.

۲- با افزایش کسر وزنی کربن و کاهش دما زیر خط A_1 نیرو محرکه و کسر مولی گرافیت طی فرآیند گرافیت زایی افزایش می یابد

۳- فولاد های هایپریتکتوئید در دماهای بالای A_1 از دیدگاه ترمودینامیکی مستعد گرافیت زایی نیستند.

۴- عناصر آلیاژی نظیر سیلیسیم و منگنز نه تنها تاثیر مثبتی بر ΔG فرآیند گرافیت زایی ندارند بلکه با افزایش میزان این عناصر نیرو محرکه گرافیت زایی کاهش می یابد و تاثیر محسوسی بر کسر مولی گرافیت حاصله در دماهای زیر A_1 ندارد. لذا تاثیر مثبت این عناصر بر فرآیند گرافیت زایی از دو دیدگاه ترمودینامیکی مطرح شده، توجیه پذیر نیست.

مراجع

- 1- Iwamoto Takashi, Murakami Toshiyuki, Bar and wire steels for gears and valves of automobiles –Eco-friendly free cutting steel without lead addition, Bar and Wire Res. Dept., Steel Res., Lab., JFE Technical Report, No.4, (Nov. 2004).
- 2- A.A. Zhukov, "News in Graphitization Theory. Thermodynamics of Graphitizing Iron Alloys", UDC 621.1.016.7:669-153.77.001.1.
- 3- D.V. Edmonds and K. He, "Acceleration of Graphitization in Carbon Steels to Improve Machinability",
- 4- K. He, H.R. Daniels, A. Brown, R. Brydson and D.V. Edmonds, "An Electron Microscopic Study of Spheroidal Graphite Nodules Formed in a Medium Carbon Steel by Annealing", Acta Materialia, Volume 55, Issue 9, 2007, 2919-2927.
- 5- K. He, A. Brown, R. Brydson and D. V. Edmonds, "Analytical Electron Microscope Study of the Dissolution of the Fe_3C Iron Carbide Phase (Cementite) During a graphitisation anneal of carbon steel".
- 6- M. Hillert and L.I. Staffansson: Acta. Chem. Scand., 24(1970), 3618.
- 7- Ernst. Gamsjager, Diffusional Phase Transformations in Low-Alloy Steels- Theory and Application to Continuous Casting, 2003, VDI Verlag, 38-39.
- 8- www.Thermocalc.com
- 9- G.Eriksson and K. Hack: ChemSage – A Computer Program for Calculating of Complex Chemical Equilibria, metallurgical Transactions B, 21 B (1990) 1013-1023.

Thermodynamic Study during Graphitization Process in Hypereutectoid Steels

S. A. Rounaghi¹, A. R. Kiani-Rashid², F. Fazeli²
metallurg@gmail.com, kianirashid@gmail.com, f-fazeli@ferdowsi.um.ac.ir

Abstract

For several decades occasional attempts have been made to produce graphitic steels with good machinability and cold-workability, because the presence of graphite nodules rather than iron carbide (cementite) precipitates should assist chip break-up during machining and additionally act as a lubricant at the machine tool-workpiece interface. This is currently achieved in high performance free-cutting steels by alloying with Pb, S or other elements, but can lead to difficulties with toxicity and recycling. In the case of graphitisation of conventional carbon steel compositions, this is expected to require long times, usually many tens or even hundreds of hours. The graphitisation process has been accelerated by alloying with Si and Al. These elements are used to destabilize the iron carbide, but some elements such as Cr and Mn stabilize it. In this work the effects of Si and Mn on the stability of cementite in hypereutectoid steels were studied using a thermodynamic database, Thermo-Calc and it was considered that Mn and Si decrease driving force during graphitization process in hypereutectoid steels.

Keywords: Graphitization, Thermodynamic, Graphite, Cementite, Hypereutectoid steel.

-
- 1) MS Student of Materials Engineering, Dept. of Materials Engineering, Ferdowsi Univ. of Mashhad, Mashhad
 - 2) Assistant of Prof. Dept. of Materials Engineering, Ferdowsi Univ. of Mashhad, Mashhad