

پیش‌بینی محتوای فریت دلتا در قطعات ریخته‌گری فولاد ضد زنگ^۱

ترجمه: محمدحسین نشاطی
شرکت توسعه فولاد آلیاژی ایرانیان

توزیع کسر فریت دلتا با استفاده از روش مغناطیسی در نمونه‌های مختلف ترکیبات فولاد ضد زنگ ریخته شده توسط فرآیند ریخته‌گری دقیق (ریخته‌گری مومی) اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری‌های کسر فریت که در متون مربوط به نمونه‌های ریخته‌گری فولاد ضد زنگ منتشر شده است، به داده‌های کار فعلی افزوده شد و امکان تجزیه و تحلیل گسترده روش‌های عملی محاسبه کسر فریت دلتا در قطعات ریخته‌گری فولاد ضد زنگ را فراهم آورد. نوزده نوع مختلف روش عملی با استفاده از نمودارهای شافلر، دیلونگ، و سیورت و شاخص‌های نیکل و کروم معادل پیشنهادی چند مولف ایجاد شد. این روش‌ها توسط تجزیه و تحلیل آماری دقیق ارزیابی شدند، که نشان می‌دهد نمودار سیورت، شامل شاخص‌های معادل آن و خطوط ایزو-فریت، کمترین خطای نسبی را بین کسرهای فریت دلتای محاسباتی و اندازه‌گیری شده ارائه می‌دهد. گرچه این نمودار در اصل برای جوش‌های [جوش در قطعات جوشکاری شده] فولاد ضد زنگ ایجاد شده است، خطاهای نسبی کمتری نسبت به روش فعلی استاندارد ASTM (800M-01/800/A)، تدوین شده برای پیش‌بینی کسر فریت در قطعات ریخته‌گری فولاد ضد زنگ، ایجاد می‌کند. روش‌های عملی نشأت گرفته از ترکیب شاخص‌های مختلف کروم/نیکل معادل و خطوط ایزو-فریت از نمودار شافلر کمترین خطاهای نسبی را در مقایسه با ترکیبات با استفاده از سایر نمودارهای خط ایزو-فریت ارائه می‌دهد. برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در کار حاضر، افزایش سرعت خنک‌سازی از ۰٫۷۸ به ۲٫۷ K/s باعث کاهش کسری فریت دلتا شد، اما آزمایش فرضیه آماری نشان داد که این اثر فقط در ۵۰ درصد نمونه‌های دارای فریت در ریزساختارهای آنها معنی‌دار است.

۱. مقدمه

فولادهای ضد زنگ آستنیتی به دلیل ترکیب خوب خواصی مانند مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون، چقرمگی، قابلیت جوشکاری و مقاومت مکانیکی در دماهای پایین و بالا، کاربردهای بسیار زیادی دارند. خواص و عملکرد فولاد ضد زنگ به شدت با ریزساختار آن، به ویژه میزان و توزیع فریت دلتا، ارتباط دارد. در مورد قطعات ریخته‌گری و جوش‌ها، این موارد عمدتاً به ترکیب شیمیایی و سرعت خنک‌سازی در حین و پس از انجماد بستگی دارد [۱]. نمودارهای فازی برای پیش‌بینی نوع و میزان فازهای موجود در ریزساختارهای فولاد ضد زنگ مهم هستند، اما برای ترکیبات فولادی با بیش از پنج جزء، که اغلب در مورد کاربردهای صنعتی وجود دارد به سختی در دسترس هستند. بنابراین، روش‌های عملی بر پایه نقشه‌های تجربی که مقدار و نوع فازها را در ریزساختار به صورت تابعی از ترکیب شیمیایی آلیاژ نشان می‌دهند، توسعه یافته‌اند [۲]. شافلر [۳] از اولین کسانی بود که یک نمودار تجربی پیشنهاد داد که در آن عناصر آلیاژ به دو گروه تقسیم شده‌اند: پایدارکننده‌های آستنیت و پایدارکننده‌های فریت. فرمول‌هایی برای محاسبه دو شاخص، یعنی نیکل معادل (Ni_{eq}) و کروم معادل (Cr_{eq})، تدوین شده‌اند که به ترتیب اثرات پایدارکننده‌های آستنیت و فریت را کمی می‌کنند. عبارات عمومی Ni_{eq} و Cr_{eq} مورد استفاده چند مولف به شرح زیر است:

^۱ - Predicting Delta Ferrite Content in Stainless Steel Castings, ISIJ International, Vol. 52 (2012), No. 6, pp. 1054–1065.

$$Ni_{eq} = \%Ni + A_{Mn} (\%Mn) + B_C (\%C) + C_N (\% \\ + D_{Cu} (\%Cu) + E_{Co} (\%Co) + F$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + G_{Si} (\%Si) + H_{Mo} (\%Mo) + I_{Al} (\%Al) \\ + J_{Nb} (\%Nb) + K_{Ti} (\%Ti) + L_{W} (\%W) + M_{V} (\%$$

که در آن $N, M_V, L_W, K_{Ti}, J_{Nb}, I_{Al}, H_{Mo}, G_{Si}, F, E_{Co}, D_{Cu}, C_N, B_C, A_{Mn}$ ضرایب ثابت هستند و غلظت عناصر بر حسب درصد جرمی می‌باشند.

این شاخص‌ها به صورت مختصات در نمودار شافلر که نقشه‌ای دو بعدی از خطوط ایزو-فریت، یعنی خطوط تراز با محتوای ثابت فریت است، نشان داده شده‌اند. گرچه نمودار شافلر یکی از اولین موارد پیشنهادی بود، اما هنوز هم برای پیش‌بینی محتوای فریت در جوش‌های فولاد ضد زنگ استفاده می‌شود [۴]. دیلونگ [۵] اثر N به عنوان یک پایدارکننده آستنیت را در شاخص Ni_{eq} لحاظ کرد و انحراف برخی از خطوط ایزو-فریت نمودار شافلر را اصلاح کرد، نمودار جدیدی را برای محتویات کم فریت (تقریباً مساوی یا کمتر از ۱۴ درصد جرمی) پیشنهاد کرد. اسپای [۶] شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} را پس از مشاهده اینکه شاخص‌های شافلر و دیلونگ اثر Mn و N در آلیاژهای دارای محتوای بالاتر این عناصر را بیش از حد تخمین می‌زنند (۱۲٫۵ < درصد جرمی Mn < ۰٫۳۱ و ۰٫۱۴ < N درصد جرمی)، اصلاح کرد. اثرات Al, Cu, V و نیز در این شاخص‌ها گنجانده شده‌اند. سیورت و همکاران [۷] بیش از ۹۵۰ ترکیب آلیاژی جوش‌های فولاد ضد زنگ را آنالیز کرده و یک نمودار جدید و شاخص‌های جدید Cr_{eq} و Ni_{eq} را پیشنهاد کردند که در آنها علاوه بر Cr و Ni فقط اثرات C, N, Mo و Nb مهم در نظر گرفته شده‌اند. بعداً، کوتکی و سیورت [۸] برای بهبود پیش‌بینی فریت در جوش‌های فولاد ضد زنگ با محتوای Cu بالاتر (بیشتر از ۰٫۳ درصد جرمی) ضریبی را برای مس در Ni_{eq} لحاظ کردند.

گرچه مطالعات دقیقی در مورد پیش‌بینی فریت محتوی در جوش‌های فولاد ضد زنگ با استفاده از نمودارها و شاخص‌های معادل آن وجود دارد، اما در مورد کاربرد این روش‌های عملی در قطعات ریختگی فولاد ضد زنگ موارد اندکی موجود است. اشنایدر [۹] یک نمودار و شاخص‌های جدید Cr_{eq} و Ni_{eq} دربرگیرنده اثرات Co و V برای پیش‌بینی فریت محتوی در قطعات ریختگی فولاد مقاوم در برابر حرارت با ۱۲ درصد جرمی Cr تدوین کرده است. به نظر می‌رسد نمودار پیشنهادی تغییر جزئی در نمودار شافلر است، اما در مورد چگونگی بدست آوردن آن چیزی ذکر نشده است. علاوه بر این، فقط خطوط مرزی با ساختار کاملاً فریتی یا کاملاً آستنیتی ارائه شده بودند (هیچ خط ایزو-فریت دیگری در آن گنجانده نشده بود). گیرالدنک [۱۰] شمش‌های ریختگی (kg) ۱۵ ساخته شده از فولادهای ضد زنگ معمول ۱۰-۱۸ را آنالیز کرد و ضریب جدیدی را برای N در Ni_{eq} ، همچنین دربرگیرنده اثرات Al و Ti در Cr_{eq} پیشنهاد داد. هال [۱۱] قطعات ریختگی نازک را مورد بررسی قرار داد و شاخص‌های جدید Cr_{eq} و Ni_{eq} را تدوین کرد. همر و سونسون [۱۲] و $Jernkontoret$ [۱۳] انجماد فولادهای ضد زنگ در شرایط انجماد کنترل شده در سرعت‌های خنک‌سازی در محدوده بین ۰٫۱ تا ۲ K/s (معمول برای قطعات ریختگی کوچک و میانگین) را مورد بررسی قرار دادند و در نهایت Cr_{eq} و Ni_{eq} جدیدی را پیشنهاد دادند. هیچ‌یک از این مولفین [۱۳-۱۰] هیچ نمودار خطوط ایزو-فریت را پیشنهاد نکرده‌اند.

شوفر [۱۴] روش کاملی را برای پیش‌بینی فریت محتوی در قطعات ریختگی فولاد ضد زنگ با تعریف شاخص‌های جدید Cr_{eq} و Ni_{eq} و نمایش گرافیکی محتوای فریت به صورت تابعی از نسبت بین این معادل‌ها تدوین کرد. نه روش مورد استفاده برای دستیابی به این نمودار و عبارات جدید برای شاخص‌های معادل و نه ترکیب دقیق و تعداد آلیاژهای استفاده شده در تجزیه و تحلیل گزارش نشده‌اند. بعداً، این روش به یک استاندارد ASTM [۱۵] تبدیل شد، بدون اینکه دوباره هیچ جزئیاتی در مورد توسعه و دقت

روش وجود داشته باشد. برای این روش، معادله مربوط به رابطه بین درصد فریت (FE) و معادله‌ها (Cr_{eq}/Ni_{eq}) در زیر آورده شده است [۱۵]

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = 0.9 + 3.38883 \cdot 10^{-2} FE - 5.58175 \cdot 10^{-4} l$$

$$1.122861 \cdot 10^{-6} FE^3$$

ضرایب در معادله‌های (۱) و (۲) برای محاسبات شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} پیشنهادی توسط چند مولف، در **جدول ۱** خلاصه شده است. گرچه این شاخص‌ها برای پیش‌بینی میزان محتوای فریت دلتا تدوین شده‌اند، برای ایجاد همبستگی بین ترکیب، خواص و ریزساختار در قطعات ریختگی و نمونه‌های ریختگی فولاد ضد زنگ نیز مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۱۸-۱۶]. صرف‌نظر از کاربرد

آن، یک روش عملی و شاخص‌های معادل آن از روش‌های قبلاً مورد بحث قرار گرفته معمولاً بدون هیچ نوع توجیهی انتخاب شده است.

هدف از کار حاضر بررسی توانایی روش‌های عملی بر پایه معادله‌های کروم (Cr_{eq}) و نیکل (Ni_{eq}) و نمودار خطوط ایزو-فریت برای پیش‌بینی میزان فریت دلتا در قطعات ریختگی فولاد ضد زنگ است. برای بررسی قابلیت پیش‌بینی این روش‌ها، شانزده نمونه از پنج نوع فولاد ضد زنگ آستنیتی با ریختن مذاب در قالب ریخته‌گری دقیق که در آن میانگین سرعت خنک‌سازی در طی انجماد تعیین شده بود، بدست آمد. در تلاش برای افزایش گستره تجزیه و تحلیل حاضر، داده‌های منتشر شده در گزارش Jernkontoret [۱۳] و نتایج بدست آمده توسط هال [۱۱] نیز در تجزیه و تحلیل لحاظ شدند.

۲. ریخته‌گری و تهیه نمونه‌ها

شارژهای فولاد ضد زنگ تقریباً ۱۰۰ کیلوگرمی در کوره القایی در خلا [VIM] ذوب شده و

ترکیب شیمیایی آنها (غلظت ۱۶ عنصر) با آنالیز طیف‌سنجی نشر نوری قسمت کوچکی از مذاب اندازه‌گیری شد (**جدول ۲**). مذاب فولاد ضد زنگ در دمای مشخص شده در جدول ۲ در قالب سرامیکی ساخته شده توسط فرآیند ریخته‌گری دقیق (ریخته‌گری مومی) ریخته شد. این قالب دارای حداقل هشت لایه ترکیبی از دوغاب سیلیس کلئیدی و گچ سیلیکات زیرکون/آلومینا بود. پس از انجماد و خنک‌شدن تا دمای اتاق، نمونه‌ها از حفره قالب خارج شدند. شکل و ابعاد نمونه در **شکل ۱** آورده شده، که ضخامت‌های مختلف را در هر پله از یک "پلکان" برای اعمال سرعت خنک‌کننده فزاینده از ضخیم‌ترین تا نازک‌ترین پله نشان می‌دهد. سه

جدول ۱. ضرایب برای محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} پیشنهاد شده توسط شافلر [۳]، دیلونگ [۵]، اشنايدر [۹]، گیرالدنک [۱۰]، هال [۱۱]، شوfer [۱۴]، همر و سونسون [۱۲]، اسپای [۶]، و سیورت [۷].

	Scha	DL	Schn	Guir	Hull	Scho	H-S
	1949	1960	1960	1967	1973	1977	1977
	Weld	Weld	Cast	Cast	Cast	Cast	Cast
A_{Mn}	0.5	0.5	0.5	-	0.11	0.5	0.31
B_C	30	30	30	30	24.5	30	22
C_N	-	30	-	20	18.4	26	14.2
D_{Cu}	-	-	-	-	0.44	-	-
E_{Co}	-	-	1	-	0.41	-	-
F	-	-	-	-	(a)	2.25	-
G_{Si}	1.5	1.5	2	1.5	0.48	1.5	-
H_{Mo}	1	1	1.5	2	1.21	1	1.37
I_{Al}	-	-	-	3	2.48	-	-
J_{Nb}	0.5	0.5	-	-	0.14	1	-
K_{Ti}	-	-	-	4	2.2	-	-
L_W	-	-	-	-	0.72	-	-

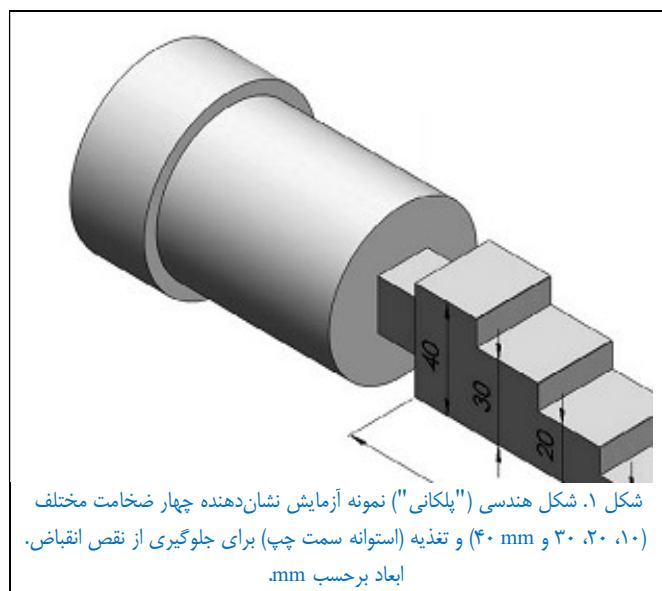
ترموکوپل نوع (Pt-۱۳ درصد جرمی Rh) در حفره قالب در تماس با فلز برای اندازه‌گیری منحنی‌های خنک‌کننده در موقعیت‌های مختلف قرار گرفتند. پس از ترکیب این منحنی‌ها با نتایج شبیه‌سازی از نرم‌افزار SolidCast[®]، میانگین سرعت خنک‌سازی در طی انجماد تقریباً ۰٫۷۸، ۰٫۷۵، ۱٫۴ و ۲٫۷ K/s به ترتیب برای پله‌های پلکان ضخامت‌های ۴۰، ۳۰، ۲۰ و ۱۰ mm برآورد شد.

جدول ۲. نوع فولاد، ترکیب شیمیایی (درصد جرمی) و دمای ریختن ذوب‌های مورد بررسی.

Steel	C	S	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	Cu	Nb	N	Al	Ti	W
AISI 302	0.22	0.009	1.05	1.05	17.4	11.4	2.34	0.043	0.13	0.69	0.0638	0.0014	0.0069	0.011
	0.21	0.009	0.891	1.06	17.4	11.0	2.05	0.003	0.11	0.57	0.0617	0.077	0.0073	0.01
	0.23	0.008	1.01	1.02	18.0	10.9	2.17	0.029	0.13	0.53	0.0576	0.0011	0.0078	0.01
AISI 304	0.043	0.004	1.09	0.776	18.4	9.37	0.322	0.039	0.17	0.0069	0.0580	0.0036	0.007	0.037
	0.038	0.005	0.563	0.399	17.9	10.7	0.110	0.020	0.048	0.0074	0.0270	0.001	0.0035	0.012
	0.085	0.009	0.677	0.801	18.7	9.25	0.314	0.030	0.12	0.017	0.0729	0.001	0.0034	0.015
	0.076	0.007	0.931	0.869	18.9	9.19	0.225	0.042	0.12	0.0064	0.0620	0.001	0.0044	0.017
	0.040	0.006	0.457	1.26	20.5	10.0	0.123	0.029	0.042	0.0072	0.0340	0.076	0.004	0.013
	0.033	0.007	0.415	1.34	19.5	10.0	0.116	0.027	0.042	0.007	0.0370	0.048	0.0034	0.014
	0.080	0.006	0.852	0.902	18.2	9.08	0.255	0.023	0.099	0.0062	0.0660	0.0017	0.0043	0.021
AISI 316	0.038	0.005	0.998	1.10	17.7	9.62	2.20	0.030	0.14	0.008	0.0476	0.0013	0.0048	0.012
DIN	0.074	0.008	0.913	1.14	18.7	10.2	2.15	0.031	0.14	0.61	0.0571	0.0034	0.0064	0.013
	0.070	0.007	0.968	0.940	18.7	11.1	2.23	0.031	0.14	0.72	0.0568	0.001	0.0056	0.012

ترکیب شیمیایی در سه مکان مختلف نمونه پلکانی بدست آمده در یک ذوب برای بررسی وجود هرگونه تغییر ماکروسکوپی در غلظت عناصر (جدایش ماکرو) اندازه‌گیری شد. از آنجا که این تغییرات درون خطای آزمایشی روش آنالیز بودند، جدایش ماکروی عناصر معنی‌دار نبود.

محتوای فریت دلتا با استفاده از فریتسکوپ فیشر مدل MP30E در چند محل بر روی یک مقطع طولی نمونه‌های پلکانی تعیین شد، توزیع کامل فریت دلتا را ارائه داد. مورفولوژی‌های فریت دلتا پس از آماده‌سازی نمونه‌ها توسط سنگ‌زنی، پولیش مکانیکی با خمیر الماس، و در نهایت اچ کردن با تیزاب سلطانی (۱۰۰ میلی‌لیتر HCl + 3 میلی‌لیتر HNO₃ + 100 میلی‌لیتر الکل متیلیک) توسط متالوگرافی نوری مشاهده شد.



شکل ۱. شکل هندسی ("پلکانی") نمونه آزمایش نشان‌دهنده چهار ضخامت مختلف (۱۰، ۲۰، ۳۰ و ۴۰ mm) و تغذیه (استوانه سمت چپ) برای جلوگیری از نقص انقباض. ابعاد برحسب mm.

۳. اندازه‌گیری محتوای فریت دلتا

کسرهای فریت دلتای اندازه‌گیری شده در نمونه‌های تحقیق حاضر در محدوده ۰ تا ۱۲ درصد حجمی بود (جدول ۳). شکل ۲ دو نقشه نمونه‌وار فریت دلتای اندازه‌گیری شده در نمونه‌های ذوب‌های ۴ و ۹ را نشان می‌دهد. میانگین و انحراف معیار اندازه‌گیری‌های کسر فریت برای هر پله از پلکان و برای کل نمونه محاسبه شد، همانطور که در جدول ۳ نشان داده شده است. در بخش‌های بعدی، اثرات سرعت خنک‌سازی بر مقدار فریت دلتا با مقایسه میانگین کسرهای فریت پله‌های مختلف پلکان، مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت، در حالی که اثرات ترکیب با مقایسه میانگین‌های کل از نمونه‌های مختلف، یعنی ذوب‌های مختلف بررسی شد.

۴. اثر سرعت خنک‌سازی بر مقدار فریت دلتا

اثر سرعت خنک‌سازی بر مقدار فریت دلتا برای هر نمونه در شکل ۳a نشان داده شده است. هر نقطه اندازه‌گیری شده مربوط به کسر میانگین در یک پله پلکان است (جدول ۳)، که میانگین سرعت خنک‌سازی در طی انجماد با آن مربوط است.

جدول ۳. کسر فریت دلتا (درصد حجمی) اندازه‌گیری شده با فریتسکوپ: میانگین کسرها و انحراف معیار برای هر ضخامت پله پلکان و برای کل نمونه ارائه شده است. دامنه تعداد اندازه‌گیری‌های فریت انجام شده در هر پله از پلکان و در کل نمونه با N نشان داده شده است.

Heat	Thickness (mm)			
	10 N = 32-40	20 N = 24-30	30 N = 20	40 N = 10
1	0	0	0	0
2	0	0	0	0
3	0	0	0	0
4	4.2±0.3	4±1	5±1	4.6±0.7
5	1.8±0.4	1.8±0.5	1.8±0.7	1.5±0.6
6	1.5±0.3	1.8±0.5	2.2±0.6	2.4±0.9
7	2.8±0.3	3.0±0.8	3.4±0.9	3.1±0.9
8	10.6±0.6	11±1	12±1	11±2
9	6.5±0.4	7.2±0.6	7.5±0.9	8±1
10	1.8±0.6	1.7±0.8	1.8±0.8	1.7±0.6
11	8.1±0.5	8.8±0.7	10±1	10±1
12	7.1±0.4	8.1±0.5	8.1±0.9	8.3±0.9

یک تجزیه و تحلیل ساده مقادیر میانگین، تمایل به کاهش محتوای فریت با افزایش سرعت خنک‌سازی را نشان می‌دهد. اما، همانطور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، مقدار فریت دلتا در هر پله در نوسان است. برای در نظر گرفتن این نوسانات در تجزیه و تحلیل اثر سرعت خنک‌سازی، یک آزمایش فرضیه با مقایسه میانگین محتوای فریت بین باریک‌ترین (۱۰ mm) و ضخیم‌ترین (۴۰ mm) پله انجام شد که برای آن سرعت خنک‌سازی به ترتیب ۲,۷ و ۰,۷۸ K/s بود. در این تجزیه و تحلیل، اثرات نوسانات به راحتی در واریانس اندازه‌گیری فریت دلتا در یک پله پلکان در نظر گرفته شد. فرضیه صفر تجزیه و تحلیل، به صورت برابری بین میانگین‌ها (E) تعریف گردید، برای زمانی پذیرفته شد که [۱۹]

$$\frac{|FE_1 - FE_2|}{S \sqrt{\frac{1}{N_1} + \frac{1}{N_2}}} < t_{\alpha, N_1 + N_2 - 2} \dots\dots\dots$$

که در آن

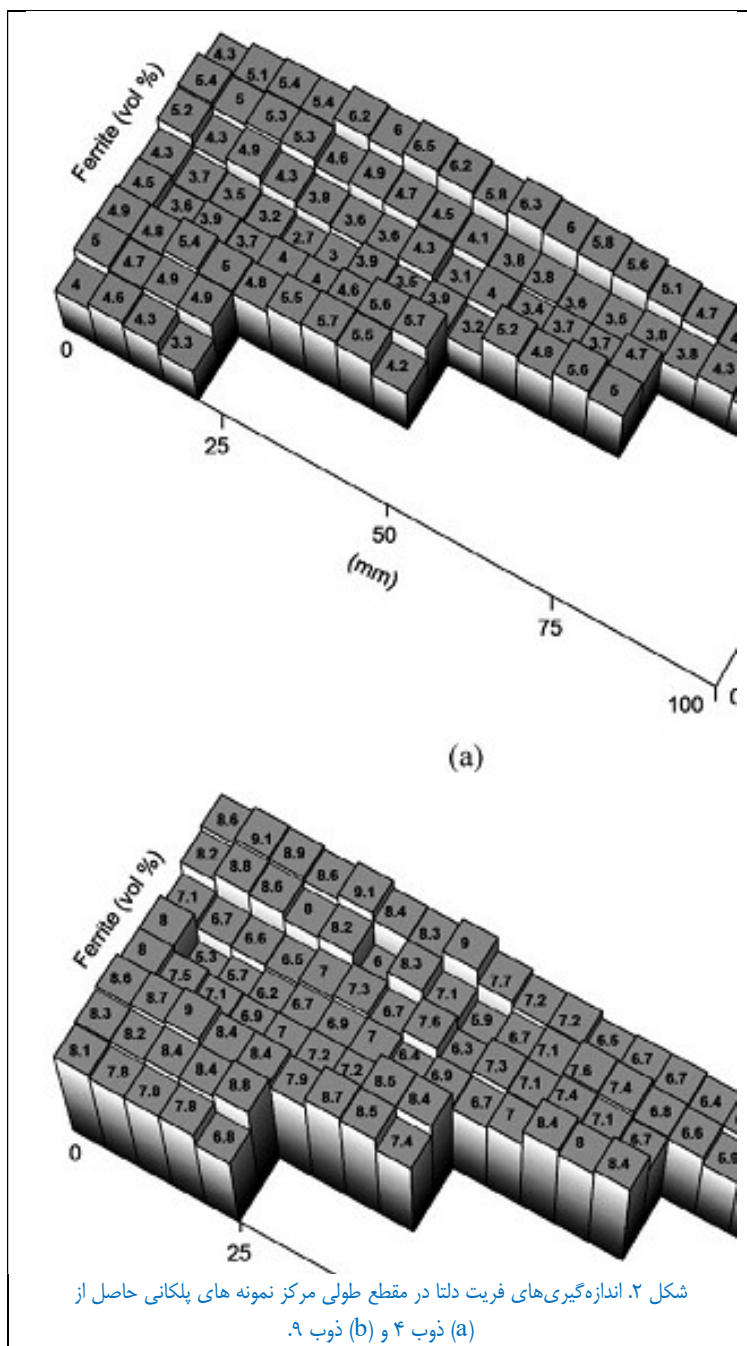
$$S^2 = \frac{(N_1 - 1)S_1^2 + (N_2 - 1)S_2^2}{N_1 + N_2 - 2} \dots\dots\dots (5)$$

FE_1 و FE_2 میانگین محتوای فریت در دو پله پلکان می‌باشند. S_1^2 و S_2^2 واریانس‌های نمونه مربوطه هستند (یک نمونه مجموعه-ای از اندازه‌گیری‌ها در ضخیم‌ترین یا نازک‌ترین پله است). N_1 و N_2 تعداد اندازه‌گیری‌ها در هر پله پلکان می‌باشند؛ و $t_{\alpha, N_1 + N_2 - 2}$ مقدار توزیع t-Student برای سطح معناداری ۵ درصد ($\alpha = 0,05$) با $N_1 + N_2 - 2$ درجه آزادی است. وقتی معادله (۴) تحقق

نیاید، فرضیه جایگزین، یعنی اینکه میانگین محتوای فریت در پله‌های مختلف متفاوت است (D) پذیرفته می‌شود، که نشان‌دهنده تأثیر معنی‌دار سرعت خنک‌سازی است.

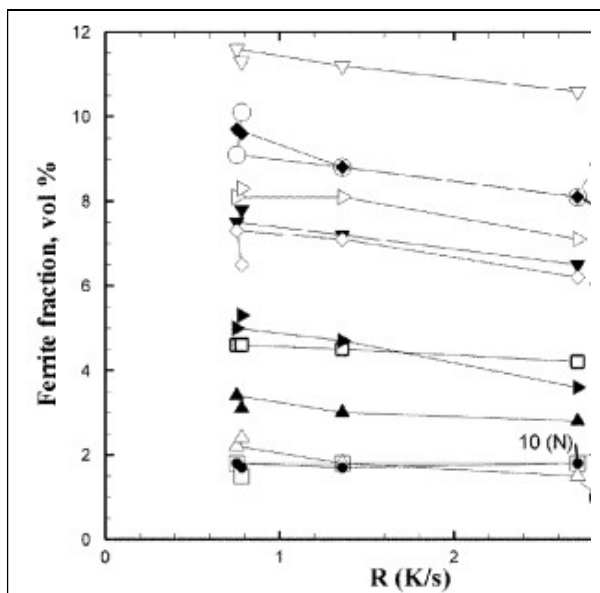
در شکل ۳a نتایج آزمون فرضیه در سمت راست هر منحنی نشان داده شده است. در پنج نمونه، مقادیر میانگین‌ها برابرند، یعنی هیچ تأثیر سرعت خنک‌سازی وجود ندارد، در حالی که در شش نمونه افزایش سرعت خنک‌سازی مقدار فریت دلتا را کاهش می‌دهد. بنابراین، به نظر می‌رسد که سرعت خنک‌سازی اثر ضعیفی بر کاهش مقدار فریت دلتا در این نمونه‌های ریختگی در سرعت خنک‌سازی از ۰٫۷۸ تا ۲٫۷ K/s دارد. در انطباق با تحقیق حاضر، Jernkontoret [۱۳] اثر ناچیز سرعت خنک‌سازی در طی انجماد (در محدوده بین ۰٫۱ تا ۲ K/s) بر مقدار فریت دلتا اندازه-گیری شده زیر دمای سالیدوس را نشان داد. با خنک‌سازی تا دمای اتاق، محتوای فریت به کسر نهایی ارائه شده در شکل ۳b تغییر یافت. مولفین [۱۳] در مورد اثرات سرعت خنک‌سازی بر این کسر فریت دلتا (اندازه‌گیری شده پس از خنک‌سازی تا دمای اتاق) بحث نکرده‌اند، اما نتایج ارائه شده در شکل ۳b تمایل مشخصی را نشان نمی‌دهند، که موید اثر ضعیف سرعت خنک‌سازی است.

برای بررسی بیشتر اثر سرعت خنک‌سازی، ریزساختار و نحوه انجماد نمونه‌های تحقیق حاضر بررسی شدند. در تجزیه و تحلیل متالوگرافیکی، تنها نمونه‌ای با بیش از ۱۰ درصد حجمی فریت، ریزساختار شبکه فریت تقریباً پیوسته را نشان داد (شکل‌های ۴a و ۴b)، که چقرمگی را به دلیل تردی فریت با قرار گرفتن در معرض دمای بالا بدتر می‌کند [۲۰]. در نمونه‌هایی با کسرهای فریت دلتای حدود ۵ درصد

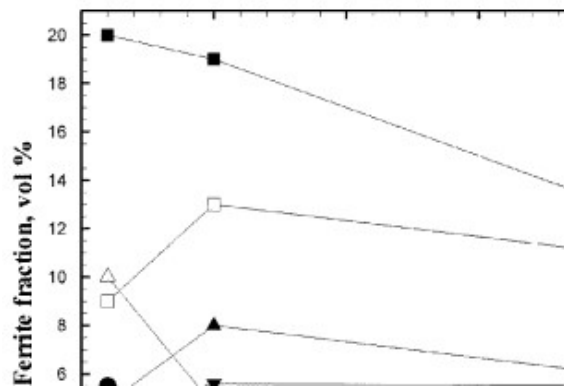


حجمی (شکل‌های ۴c و ۴d)، شبکه فریت نیمه-پیوسته بود، در حالی که برای کسرهای پایین‌تر (۲~ درصد حجمی) فریت به صورت هسته‌های جداگانه قرار گرفته بود (شکل‌های ۴e و ۴f). گرچه به نظر می‌رسد سرعت خنک‌سازی تأثیر ضعیفی بر مقدار و مورفولوژی فریت دلتا دارد، اما اندازه ساختار دندریتی به طور معنی‌داری تحت تأثیر تغییر سرعت خنک‌سازی از ۰٫۷۸ تا ۲٫۷ K/s قرار می‌گیرد. این اثر را می‌توان با مقایسه شکل‌های ۴a، ۴c و ۴e، که از نمونه‌های ضخیم‌ترین پله (۰٫۷۸ K/s) هستند، با شکل‌های ۴b، ۴d و ۴f، که از نمونه‌های نازک‌ترین پله (۲٫۷ K/s) می‌باشند، مشاهده کرد.

ال نیال و بیچ [۲۱] و موسیو و سویوتالا [۲۲] معیاری را بر اساس نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} پیشنهاد شده توسط هم و سونسون [۱۲] برای تعیین اینکه کدامیک از حالت‌های انجماد زیر در فولادهای ضد زنگ آستنیتی مشاهده می‌شود تعریف کردند: حالت A $(L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma)$ یا حالت FA $(L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta)$ در این



(a)



شکل ۳. کسر فریت دلتا (درصد حجمی) اندازه‌گیری شده به صورت تابعی از سرعت خنک‌سازی در طی انجماد (R): (a) برای نمونه‌های کار حاضر در ذوب‌های نشان داده شده با عددی در سمت راست هر منحنی و (b) برای نمونه‌های ارائه شده در گزارش Jernkontoret [۱۳]. بازم نشان داده شده با عددی در سمت راست. برای نمونه کارهای حاضر در (a)، همچنین نشان داده شده در نتیجه آزمون فرضیه برای بررسی اینکه آیا میانگین کسر فریت در ضخیم‌ترین و نازک‌ترین پله‌های همان نمونه برابر است (E)، یعنی فرضیه صفر یا متفاوت (D)، با سطح معناداری ۵ درصد.

توالی، L فاز مایع، γ فاز آستنیت و δ هم فاز فریت می‌باشند. طبق این معیار، ذوب‌های ۱، ۲، ۳ و ۱۶ در حالت A منجمد شده‌اند؛ بنابراین، ریزساختارهای مربوطه هیچ فریتی ندارند. از طرف دیگر، نمونه‌ها از ذوب‌های ۴ تا ۱۵، که مقداری فریت دلتا را در ریزساختار نشان می‌دهند، در حالت FA منجمد شده‌اند، یعنی با فریت به عنوان فاز پیشرو و تشکیل آستنیت بین دندریتی به هزینه دندریتهای فریت در طی انجماد. پس از انجماد، در طی خنک‌سازی تا دمای اتاق، ممکن است آستنیت بیشتری ایجاد شود و فریت را مصرف کند. در حالت FA، تغییر از فریت به آستنیت به نفوذ عناصر حل شده در فازهای جامد بستگی دارد.

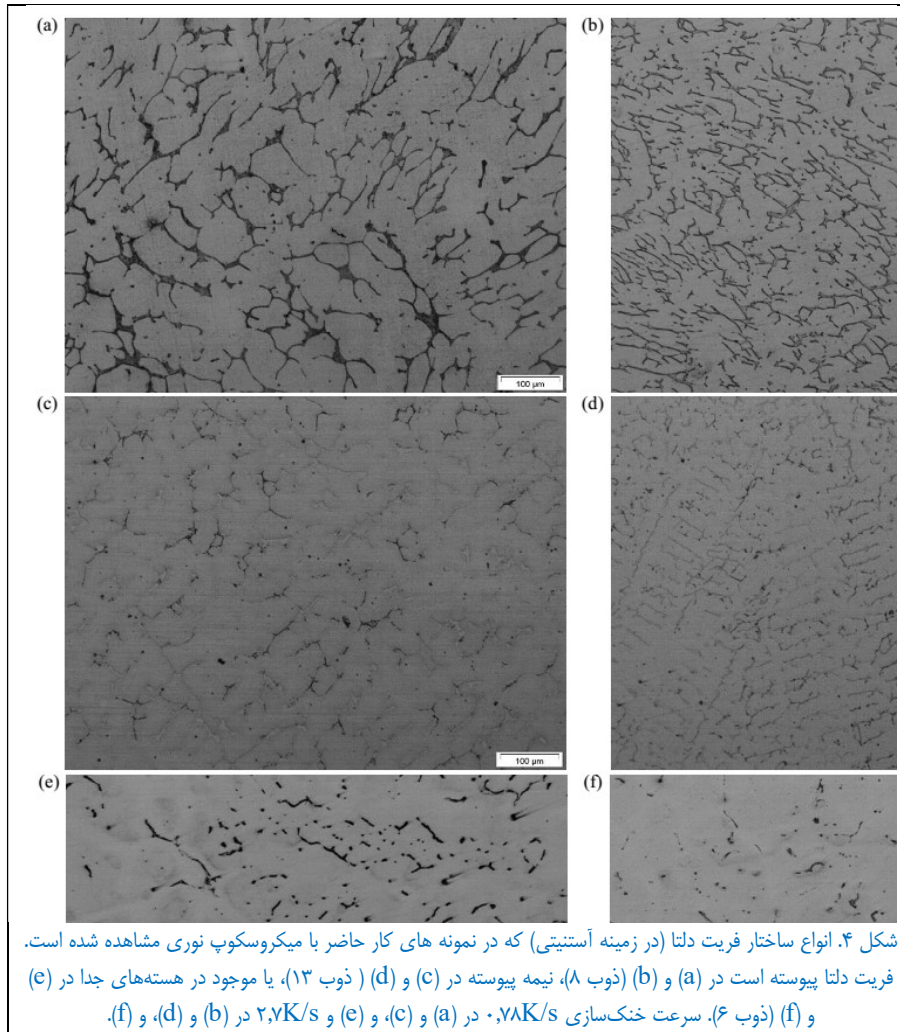
برای نمونه‌های منجمد شونده در حالت FA، پیرا و بیچ [۲۳] نشان دادند که در صورت برقراری شرایط تعادل هیچ فریتی در دمای اتاق وجود نخواهد داشت. در نتیجه، وجود فریت در دمای اتاق نشانه‌ای از نفوذ محدود حل شده ناشی از سرعت‌های خنک‌سازی نسبتاً زیاد است. افزایش سرعت خنک‌سازی هم در طی انجماد و هم پس از آن (با خنک‌سازی تا دمای اتاق) می‌بایستی مقدار فریت در دمای اتاق را افزایش دهد، همانطور که توسط المر [۲۴] و پیرا و بیچ [۲۳] مشاهده شده است. با این وجود، پیرا و بیچ [۲۳] و کیم و همکاران [۲۵] مشاهده کردند که، در شمش‌ها و صفحات نسبتاً بزرگ، که در آنها سرعت خنک‌سازی در سطح مقطع شمش به طور قابل‌توجهی تغییر می‌کند، کاهش محتوای فریت به سمت سطح شمش وجود دارد، جایی که بیشترین سرعت خنک‌سازی را دارد. کیم و همکاران [۲۵] این رفتار را به طور مفصل بررسی کردند و نشان دادند که اهمیت نفوذ در تقویت تغییر فاز $\delta \rightarrow \gamma$ در واقع به هر دو \sqrt{Dt} و λ بستگی دارد، که در آن D ضریب نفوذ حل شده در ماده جامد، t زمان قابل‌دسترس برای نفوذ (در طی و پس از انجماد)، و λ فاصله بین

بازوهای دندریت ثانویه است. برادی و فلمینگس [۲۶]، و فلمینگس [۲۷] نشان دادند که نفوذ جامد برای مقادیر بزرگتر $F_0 = \sqrt{Dt}/\lambda$ ، جایی که F_0 نفوذ جرم عدد فوریه است. همانطور که به طور خلاصه در گزارش Jernkontoret [۱۳] توضیح داده شده، سریعتر در سطح شمش، در مقایسه با مرکز آن، یک ساختار دندریتیکی ریز ایجاد می‌کند که می‌تواند با خنک‌سازی زیر دمای سالیدوس سریعتر همگن شود. این نقش مهمتر نفوذ در سطح و نه در مرکز شمش‌ها در مطالعات میکرو-جدایش بررسی شده است [۲۸].

همانطور که در مورد نمونه‌های کار حاضر بحث شد، روند ضعیف کاهش مقدار فریت دلتا با افزایش سرعت خنک‌سازی مشاهده می‌شود (شکل ۳a). برای بررسی بیشتر این رفتار، تجزیه و تحلیل مشابه مورد ارائه شده توسط کیم و همکاران [۲۵] در نمونه‌های حاضر برای تعیین کمیت نقش نفوذ Ni و Cr در انحلال فریت در طی تغییر فازهای پریکتیک و حالت جامد انجام شد. عدد فوریه برای تغییر فازهای پریکتیک، F_{Op} و حالت جامد، F_{Os} برای Ni و Cr در نازکترین و ضخیم‌ترین پله نمونه‌های پلکان برای فولادهای بدست آمده در ذوب‌های ۸ و ۱۳ محاسبه شد، که در جدول ۲ شرح داده شده است. برای این تجزیه و تحلیل، ارائه شده در

جدول ۴: (a) فاصله بین بازوهای

دندریت ثانویه، λ ، در پله‌های پلکان اندازه‌گیری شد؛ (b) زمان مربوط به پریکتیک، t_p ، با تقسیم فاصله دما بین دماهای پریکتیک و سالیدوس توسط سرعت خنک‌سازی اندازه‌گیری شده، R ، برآورد شد؛ و (c) زمان برای نفوذ در طی تغییر فاز حالت جامد، t_s ، نیز با تقسیم فاصله دما برای تغییر فاز حالت جامد توسط همان سرعت خنک‌سازی اندازه‌گیری شده برآورد شد. ذوب ۸ یک فولاد AISI304 معمولی است که توسط کیم و همکاران [۲۵] نیز مورد بررسی قرار گرفت. بنابراین، برخی از پارامترهای اتخاذ شده توسط این مولفین نیز در محاسبات به شرح زیر استفاده شدند: فاصله دمای پریکتیک (36°C)، فاصله تغییر فاز حالت جامد (221°C) و میانگین دما برای تغییر فازهای پریکتیک (1410°C) و حالت جامد (1300°C) برای محاسبه ضرایب



نفوذ با استفاده از معادلات ارائه شده توسط کیم و همکاران [۲۵]. فولاد در ذوب ۱۳ گرید DIN 1.4581، مشابه گرید AISI 316 Nb مورد مطالعه در گزارش Jernkontoret [۱۳] است، که از آن تخمین‌های زیر بدست آمده است: فاصله دمای پریکتیک (135°C)، فاصله تغییر فاز حالت جامد (115°C)، میانگین دمای پریکتیک (1342°C) و میانگین دمای جامد (1218°C) برای محاسبه ضرایب نفوذ.

سرانجام، F_{Os} و F_{Op} محاسبه و ارائه شده در جدول ۴، نشان می‌دهند که F_{Os} در نازک‌ترین پله بزرگتر از مقدار آن در ضخیم‌ترین پله برای هر دو Ni و Cr در دو نوع فولاد است. این نشان می‌دهد که فرآیندهای نفوذ حادث در نازک‌ترین پله شدیدتر هستند، که حاکی از این است که انحلال فریت، که تحت کنترل نفوذ عناصر حل شده است، می‌بایستی تا حد بیشتری رخ دهد، به محتوای فریت کمتری در نازک‌ترین پله منتج شود همانطور که در شکل ۳a مشاهده می‌شود. برای نتیجه‌گیری، در نمونه‌های

پلکان یک اثر نفوذ مشابه مورد مشاهده شده در شمش‌های نسبتاً بزرگ، یعنی افزایش در \sqrt{Dt}/λ از ضخیم‌ترین به نازک‌ترین پله رخ داد. از آنجا که پله‌ها به یکدیگر متصل هستند، به نظر می‌رسد نازک‌ترین پله نقش سطح شمش را بازی می‌کند، در حالی که ضخیم‌ترین پله نقشی شبیه به هسته شمش دارد و گرما را به پله‌های نازک‌تر منتقل می‌کند.

۵. تجزیه و تحلیل روش‌های عملی

پیش‌بینی کسرهای فریت دلتا با روش‌های عملی شامل دو مرحله است: (۱) محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} با استفاده از عبارات پیشنهادی و (۲) ترسیم یک نقطه با استفاده از این شاخص‌ها به صورت مختصات در نمودار خطوط ایزو-فریت. کسر فریت از خطی که این نقطه را قطع می‌کند بدست می‌آید. برخی از مولفین [۹-۱۲] فقط علاقه‌مند به ایجاد اثر معادل چند عنصر در مقدار دلتا فریت باقیمانده بودند.

جدول ۴. بررسی اهمیت نفوذ Ni و Cr در انحلال فریت دلتا. برای ذوب‌های ۸ و ۱۳، ضخامت پله پلکان (L)، فاصله بین بازوهای دندریت ثانویه (λ)، سرعت خنک‌سازی (R)، زمان پریتکتیک (t_p)، زمان انحلال حالت جامد (t_s)، عدد فوریه برای پریتکتیک (Fo_p) و انحلال حالت جامد (Fo_s) برای Cr و Ni نشان داده شده‌اند.

Heat	L (mm)	λ (μ m)	R (K/s)	t_p (s)	t_s (s)	Fo_p (Cr)	Fo (Cr)
8	10	11.1	2.7	13	82	0.15	0.2
8	40	28.9	0.78	46	283	0.10	0.1
13	10	17.7	2.7	50	43	0.12	0.0

بنابراین، آنها عباراتی را برای محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} براساس آزمایش‌هایی ارائه دادند، اما هیچ نمودار خط ایزو-فریت ارائه نکردند. اگر این شاخص‌ها به درستی تعیین شده باشند، می‌توان از آنها برای ترسیم نقاط در نمودار خط ایزو-فریت که توسط مولف دیگری بدست آمده است استفاده کرد و در نهایت کسر فریت را تعیین کرد. به صورت نظری، این خطوط ایزو-فریت را می‌توان با استفاده از ترکیبات آلیاژی کاملاً متفاوت از موارد استفاده شده برای بدست آوردن Cr_{eq} و Ni_{eq} بدست آورد. برای مثال، یک نمودار خط ایزو-فریت می‌تواند با استفاده از آلیاژهای سه‌تایی Fe-Cr-Ni ساخته شود و اصولاً می‌توان از این خطوط در ترکیب با عبارات Cr_{eq} و Ni_{eq} استنتاج شده توسط هال [۱۱] برای تخمین کسر فریت استفاده کرد. در نتیجه، ترکیبی از شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} و نمودارهای خط ایزو-فریت پیشنهاد شده توسط مولفین مختلف برای پیش‌بینی محتوای فریت باقیمانده در نمونه‌های کار حاضر اتخاذ شد.

نوزده نوع روش عملی توسط ترکیبی از یک عبارت برای محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} (پله ۱) و نمودار خط ایزو-فریت (پله ۲) تعریف شد. هر روش با مقایسه برآوردهای آن با کسرهای حاصل از آزمایش در نمونه‌های کار حاضر و موارد ارائه شده در گزارش‌های Jernkontoret [۱۳] و هال [۱۱] مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. کسرهای فریت ارائه شده توسط هال [۱۱] در بین‌های (۵,۱ cm طول و ۰,۶ cm قطر) ۷۰ نوع آلیاژ ریخته‌گری شده در قالب‌های مسی اندازه‌گیری شد. کسرهای گزارش شده توسط Jernkontoret [۱۳] از نمونه‌های خنک شده در کوره مخصوصی با اعمال سرعت‌های خنک‌سازی (۱ تا ۲ K/s) که معمول قطعات ریختگی کوچک و میانگین است بدست آمدند.

۵,۱ معادلات توصیف‌کننده نمودارهای خطوط ایزو-فریت

همانطور که قبلاً توضیح داده شد، برای پیش‌بینی کسرهای فریت دلتا با روش‌های عملی باید از مقادیر Cr_{eq} و Ni_{eq} محاسبه شده برای یک ترکیب آلیاژ خاص جهت ترسیم یک نقطه در نمودار خطوط ایزو-فریت استفاده شود. خطی که این نقطه را قطع می‌کند مقدار فریت را می‌دهد. اگر این نقطه بین دو خط ایزو-فریت قرار داشته باشد، نوعی درون‌یابی لازم است. بنابراین، خطوط ایزو-فریت چهار نمودار مهم با معادلات نشان داده شده‌اند.

نمودارهای خطوط ایزو-فریت پیشنهاد شده توسط شافلر [۳]، دیلونگ [۵] و سیورت [۷]، که برای جوش‌های فولاد ضد زنگ ساخته شده‌اند و توسط شوfer [۱۴] برای قطعات ریختگی پیشنهاد شده‌اند توسط معادلات توصیف شده‌اند. در مورد نمودار شافلر [۳]، تمام خطوط ایزو-فریت ترسیم شده در نمودار اصلی فرض می‌شود که دارای یک نقطه محوری [فاصله از محور] مشترک و ضرایب

زاویه مختلف باشند. برای برآورد کسر فریت برای یک نقطه واقع در بین این خطوط، از ضرایب زاویه دو نزدیکترین خط همسایه برای ساخت یک معادله درون‌یابی خطی به صورت تابعی از کسر فریت استفاده شد. معادله نهایی برای تعیین مقدار فریت (FE) از شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} برابر است با

$$FE (\%) = a \cdot \left(\frac{Ni_{eq} + 2}{Cr_{eq} - 5.4} \right) + b \dots\dots\dots (6)$$

که در آن ثابتهای a و b برای محدوده‌های مختلف کسری فریت در **جدول ۵** آورده شده است.

برای استنتاج معادلات خطی درون‌یابی برای خطوط ایزو-فریت در نمودارهای دیلونگ [۵] و سیورت [۷]، ابتدا مختصات دو نقطه کرانه‌ای (حد) هر خط در نمودارهای اصلی تعیین شد. سپس از این مختصات برای ساخت یک معادله خطی از این مختصات به صورت تابعی از کسر فریت استفاده شد. سرانجام، می‌توان از معادله برای تعیین

مختصات خطی که یک نقطه بین آن را قطع می‌کند، استفاده کرد. معادله نهایی برای دو نمودار به صورت زیر است:

$$FE (\%) = \frac{Ni_{eq} - (a_1 + a_2 \cdot Cr_{eq})}{b_1 + b_2 \cdot Cr}$$

که در آن a_1, a_2, b_1 و b_2 ضرایب ثابت آورده شده در **جدول ۶** می‌باشند.

شوفر [۱۴] صریحاً نمودار خطوط ایزوفریت را پیشنهاد نکرده است، اما این خطوط را می‌توان از معادله (۳) استخراج کرد. چهار نمودار خط ایزو-فریت ساخته شده از این معادلات در **شکل ۵** آورده شده است. اصلاح خطوط ایزو-فریت نمودار شافلر [۳] پیشنهاد شده توسط دیلونگ [۵] واضح هستند (شکل ۵a): خطوط دیلونگ [۳] در خلاف جهت عقربه‌های ساعت، کسرهای فریت بزرگتری را در ناحیه فوقانی سمت راست نمودار نشان می‌دهد. توجه داشته باشید که علاوه بر اصلاح خطوط ایزو-فریت، دیلونگ [۳] همچنین فرمول جدیدی برای Ni_{eq} جهت لحاظ کردن اثرات N پیشنهاد کرده است. اصلاحات نسبتاً کوچکی بعداً توسط سیورت [۷] به صورت ارائه شده در شکل ۵b پیشنهاد شد.

اما، خطوط ایزو-فریت ضمنی در معادله شوفر [۱۴] (معادله ۳)، به طور قابل‌توجهی متفاوت از نمودارهای

جدول ۵. ضرایب ثابت a و b مورد استفاده در معادله ۶ برای توصیف خطوط ایزو-فریت در نمودار شافلر برای دامنه‌های مختلف کسر فریت (FE).

FE	b	a
	60.6	-55.6
	46.7	-41.7
1	66.8	-64.5
2	158.1	-190.5
4	223.7	-296.3

مختصات خطی که یک نقطه بین آن را قطع می‌کند، استفاده کرد. معادله نهایی برای دو نمودار به صورت زیر است:

جدول ۶. ضرایب ثابت a_1, a_2, b_1 و b_2 مورد استفاده در معادله ۷. برای توصیف خطوط ایزو-فریت نمودارهای دیلونگ [۵] و سیورت [۷] برای دامنه‌های مختلف کسر فریت (FE).

Author	a_1	b_1	a_2	b_2
DeLong	-12.268	-0.3721	1.3949	-0.00388
	-12.530	-0.2412	1.4027	-0.00778
	-12.633	-0.2155	1.4020	-0.00761
	-12.848	-0.1796	1.4122	-0.00930
	-12.892	-0.1738	1.4182	-0.0101
	-13.542	-0.1032	1.4472	-0.0132
	-13.523	-0.1050	1.4372	-0.0123
	-12.782	-0.1652	1.4230	-0.0112
Siewert	-9.547	-0.2620	1.2766	-0.0243
	-9.926	-0.0727	1.2721	-0.0222
	-10.37	0.0383	1.2500	-0.0167
	-10.748	0.1014	1.2958	-0.0243
	-8.745	-0.1622	1.1763	-0.00866

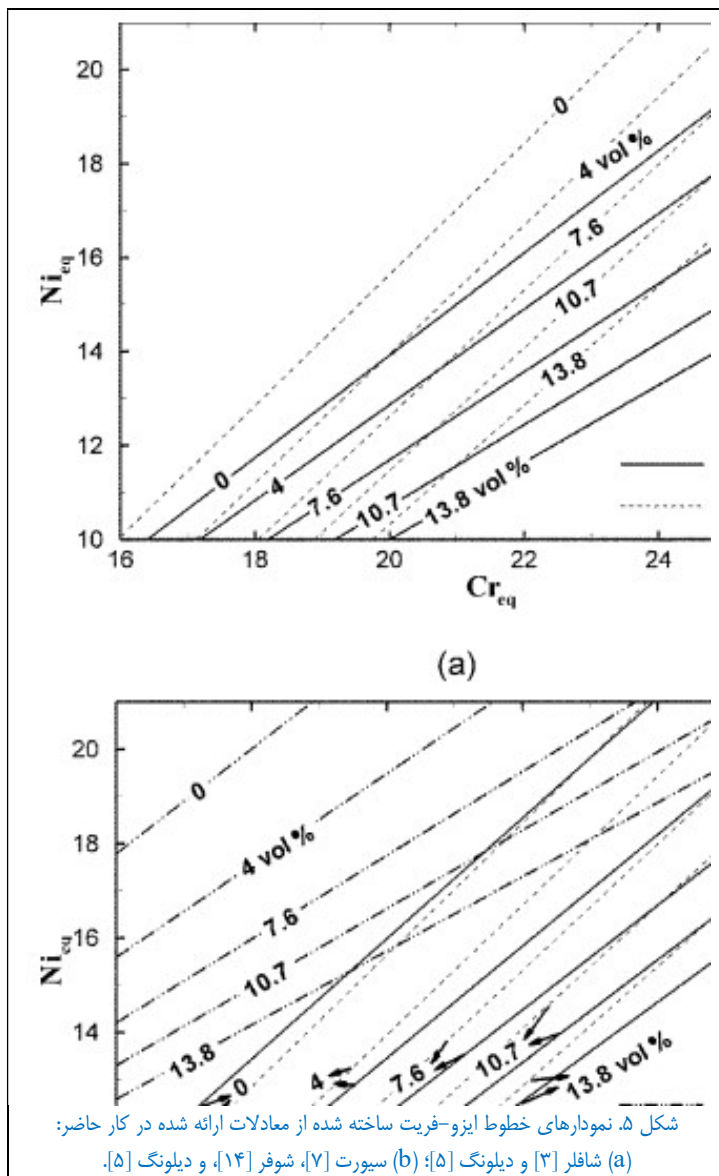
سیورت [۷] و دیلونگ [۵] است (شکل ۵b). خطوط به سمت چپ منتقل شده‌اند، کسرهای فریت بسیار بالاتری را برای همان

میزان از شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} ارائه می‌دهند. عبارات پیشنهادی شوfer [۱۴] برای محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} نیز به طور قابل توجهی متفاوت از عبارات پیشنهادی مولفین قبلی است (نگاه کنید به جدول ۱). در نتیجه، بخشی از این اختلافات بزرگ لغو می‌شود و

برآورد کسرهای فریت ارائه شده توسط شوfer [۱۴] تفاوت اساسی با مولفین قبلی ندارد.

۵,۲ پیش‌بینی‌ها و تجزیه و تحلیل خطا

کسرهای فریت محاسبه شده با روش‌های عملی با سه مجموعه مختلف کسرهای تجربی مقایسه می‌شوند: (۱) اندازه‌گیری شده در کار حاضر، (۲) گزارش شده توسط Jernkontoret [۱۳] و (۳) گزارش شده توسط حال [۱۱]. نوزده نوع روش عملی مختلف با ترکیب چند عبارت برای شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} با نمودارهای مختلف خطوط ایزو-فریت تعریف شدند، که در نهایت یک تخمین کسر فریت را برای یک ترکیب آلیاژ خاص ارائه می‌دهد. شافلر [۳]، دیلونگ [۵]، سیورت [۷] و شوfer [۱۴] همگی نمودار و عباراتی را برای Cr_{eq} و Ni_{eq} پیشنهاد داده‌اند. بنابراین، این موارد برای تجزیه و تحلیل انتخاب شدند. از طرف دیگر، اشنايدر [۹]، حال [۱۱]، هم و سونسون [۱۲]، اسپای [۶] و گیرالدنک [۱۰] عباراتی را برای Cr_{eq} و Ni_{eq} پیشنهاد داده‌اند (به معادله‌های ۱ و ۲ و جدول ۱ مراجعه کنید)، اما هیچ نمودار جدیدی از خطوط ایزو-فریت پیشنهاد نکرده‌اند. در نتیجه، برای محاسبه کسرهای فریت، عبارات آنها با نمودارهای پیشنهادی شافلر [۳]، دیلونگ [۵] و سیورت [۷] ترکیب شدند. در کل، نوزده $(= 4 + 3 \times 5)$ نوع مختلف روش عملی برای



محاسبه کسر فریت برای هر ترکیب آلیاژ به شرح زیر مورد استفاده قرار گرفت: Cr_{eq} و Ni_{eq} با استفاده از معادله‌های ۱ و ۲ بدست آمدند، و ضرایب در جدول ۱ و کسرهای فریت در نهایت با معادله‌های ۳، ۶، ۷ و ضرایب در جدول‌های ۵ و ۶ برای هر نمودار خط ایزو-فریت محاسبه شدند. تعداد آلیاژهای بررسی شده برای هر یک از نوزده نوع روش عملی، بین ۳۷ و ۲۷۶ متفاوت بود.

همانطور که در جدول ۱ نشان داده شده است، چهار مورد از شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} اتخاذ شده برای تعریف یک روش عملی از مطالعات انجام شده در نمونه‌های جوش توسعه یافته‌اند، اما برای نمونه‌های ریختگی بررسی شده در کار حاضر مورد استفاده قرار گرفتند. به طور کلی، سرعت خنک‌سازی بیشتر در نمونه‌های جوش می‌تواند منتج به مقادیر فریت متفاوت از نمونه‌های ریختگی موجود شود. اما، نتایج ارائه شده در اینجا و منتشر شده در مقالات معمولاً اثر ضعیفی از سرعت خنک‌سازی بر مقدار فریت باقیمانده را نشان داده‌اند. برای مثال، در نمونه‌های گزارش شده توسط Jernkontoret [۱۳] (شکل ۳)، هیچ روند مشخصی در محدوده سرعت خنک‌سازی بین ۰,۱ تا ۲ K/s مشاهده نمی‌شود. پریرا و بیچ [۲۳] پس از افزایش سرعت خنک‌سازی از ۰,۴۲ به ۳۲ K/s

برای فولادها در حالت انجماد FA، تغییرات کسری فریت از حدود ۵ تا ۸ درصد حجمی را مشاهده کردند. کیم و همکاران [۲۵] یک تغییر در کسر فریت از ۴ به ۸ درصد حجمی در امتداد سطح مقطع صفحه را مشاهده کردند. بنابراین، به دلیل تأثیر نسبتاً ضعیف سرعت خنک‌سازی، از شاخص‌ها و خطوط ایزو-فریت تهیه شده با دقت نمونه‌های جوش نیز برای تعریف برخی از روش‌های عملی مورد استفاده در کار حاضر برای پیش‌بینی مقدار فریت در نمونه‌های ریختگی استفاده شد.

در مقایسه بین کسر فریت محاسبه شده و اندازه‌گیری شده، دو گروه از آلیاژها ایجاد شد: یک گروه با ترکیب در دامنه ترکیب محدود جدول ۷ و یک گروه دیگر در دامنه ترکیب گسترده. دامنه محدود گروهی را تعریف می‌کند که تقریباً تمام دامنه‌های ترکیب آلیاژهای به کار رفته در استنتاج عبارات و نمودارهای Cr_{eq} و Ni_{eq} مورد استفاده در تحلیل حاضر را برآورده می‌کند. از طرف دیگر، دامنه گسترده، به وضوح گروه بزرگتری از آلیاژها را ارائه داد و برای نشان دادن رفتار روش‌های عملی خارج از محدوده ترکیبی که توسعه یافته‌اند، تعریف شده است. اساساً، بیشتر اندازه‌گیری‌های ارائه شده توسط هال [۱۱] در گروه دامنه محدود قرار نگرفتند، زیرا آلیاژها به دامنه بسیار گسترده‌تری از ترکیبات تعلق دارند. تمام آلیاژهای با کسر فریت اندازه‌گیری شده بزرگتر از ۱۳٫۸ درصد از مطالعه حذف شدند، زیرا در حدود نمودار دیلونگ [۵] است. در هر محاسبه، هنگامی که مقادیر Cr_{eq} و Ni_{eq} برای یک ترکیب آلیاژ مشخص خارج از محدوده نمودار خطوط ایزو-فریت بود، آلیاژ مربوطه نیز از تحلیل حذف شد.

جدول ۷. دامنه‌های ترکیب محدود و گسترده غلظت عناصر (درصد جرمی) مورد استفاده برای تعریف دو گروه از آلیاژها.

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	N	Al	Ti
Rest	< 0.1	< 1.85	< 1.3	16-24	9-14	< 3	< 0.25	< 0.8	< 0.1	< 0.08	< 0.008

در شکل ۶، محاسبات کسرهای فریت دلتا با استفاده از نوزده نوع روش عملی بکار گرفته شده برای آلیاژها در دامنه ترکیب گسترده به صورت تابعی از کسرهای اندازه‌گیری شده ارائه شده‌اند. در این شکل، محاسبات آلیاژهای ارائه شده توسط هال [۱۱] گنجانده نشده است، زیرا آنها تعداد نقاط را به میزان قابل توجهی افزایش می‌دهند و از تجسم هر روندی در داده‌ها جلوگیری می‌کنند. شکل ۶a محاسبات را با استفاده از چهار روش عملی ارائه می‌دهد که در آن هر دو عبارت Cr_{eq} و Ni_{eq} و نمودار خط ایزو-فریت توسط همان مولف ارائه شده‌اند، در حالی که شکل‌های ۶b، ۶c و ۶d به طور جداگانه محاسبات را با استفاده از یک نمودار خط ایزو-فریت و چند عبارت برای Cr_{eq} و Ni_{eq} نشان می‌دهند. برای کمک به تفسیر نتایج، برخی پارامترهای آماری برای هر گروه از آلیاژها به شرح زیر محاسبه شده است:

$$\text{relative error (\%)} = \sum_{i=1}^N \left\{ \frac{|FE_{exp,i} - FE_{calc,i}|}{N \cdot FE_{exp,i}} \right\} \dots\dots (8)$$

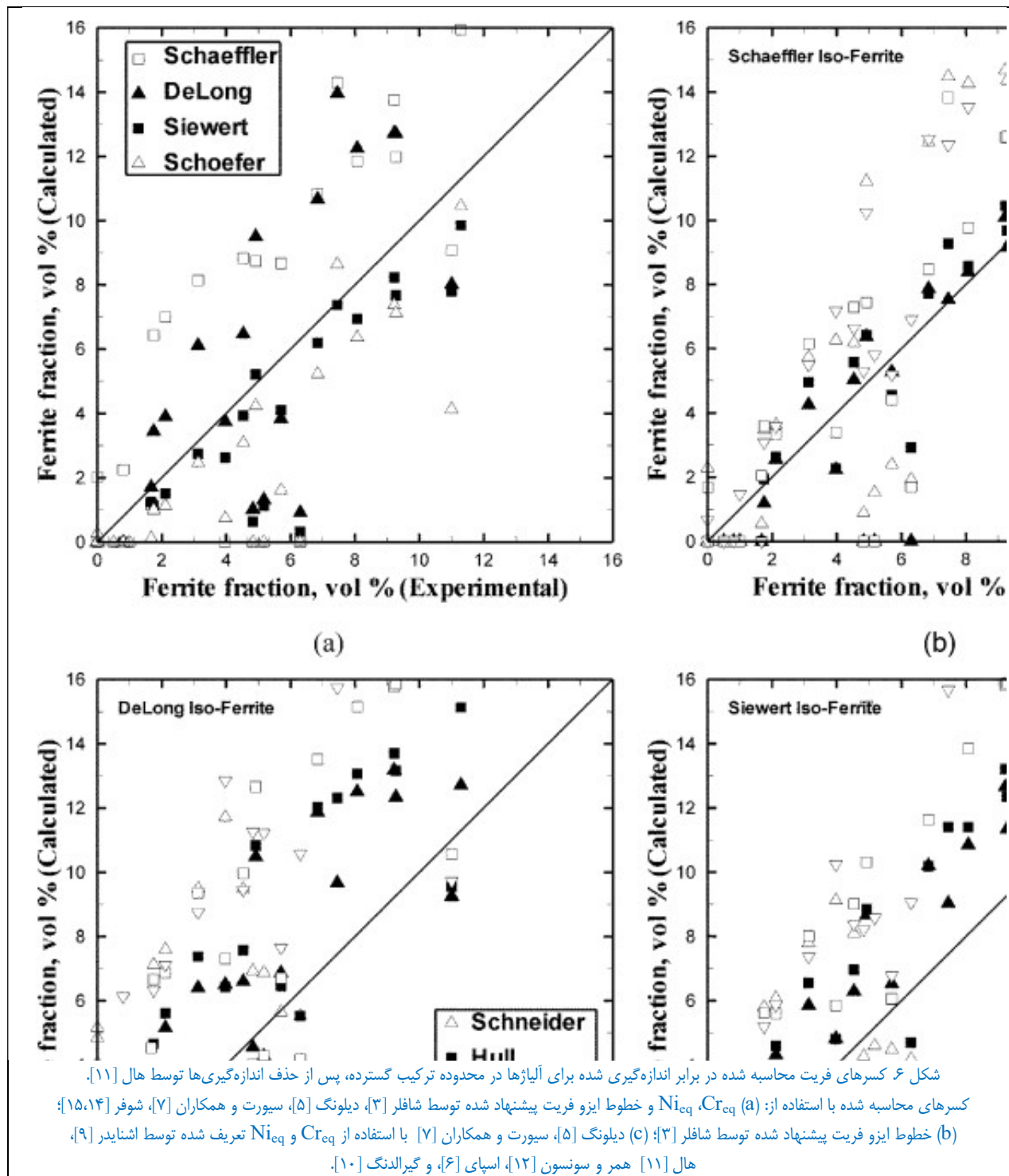
$$\text{error} = \frac{\sum_{i=1}^N (FE_{exp,i} - FE_{calc,i})}{N} \dots\dots\dots (9)$$

$$SD = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N [(FE_{exp,i} - FE_{calc,i}) - \text{error}]^2}{N - 1}} \dots\dots (10)$$

$$CI = \pm t_{0.05, N-1} \frac{SD}{\sqrt{N}} \dots\dots\dots$$

که در آن $FE_{exp,i}$ و $FE_{calc,i}$ به ترتیب کسرهای فریت اندازه‌گیری و محاسبه شده در نمونه i یک گروه با نمونه‌های n ، یعنی، آلیاژهای N هستند؛ خطا، میانگین خطاهای بین کسر فریت محاسبه شده و اندازه‌گیری شده در گروه است؛ خطای نسبی میانگین

خطاهای نسبی است (کسرهای اندازه‌گیری شده برابر با صفر لحاظ نشده‌اند)؛ SD انحراف معیار خطاها است. CI فاصله بحرانی مورد تصور با ۵ درصد سطح معناداری ($\alpha=0.05$) است، که میانگین خطای داده شده توسط معادله ۹ از فراوانی با میانگین خطای میانگین صفر ناشی می‌شود؛ و $t_{0.05/2, N-1}$ مقدار توزیع t-Student با درجه آزادی $N-1$ و سطح معناداری $\alpha = 0.05$ است.



با استفاده از پارامترها در معادله‌های ۸ تا ۱۱، سه نوع خطا برای هر روش عملی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت: (۱) ترکیبی از خطاهای سیستماتیک و تصادفی، که توسط خطای نسبی مطلق در معادله ۸ ارائه شده، که کیفیت کلی روش را نشان می‌دهد؛ (۲) خطاهای سیستماتیک، که مربوط به وجود سوگیری (bias) است [۷] و با معادله ۹ محاسبه می‌شوند، که در آن خطاهای مثبت و منفی تصادفی لغو می‌شوند؛ و (۳) خطاهای تصادفی، نشان‌دهنده پراکندگی در محاسبات، که توسط SD در معادله ۱۰ ارائه می‌شود. در طی توسعه یک روش عملی، اگر از متغیرهای مهمی (برای مثال، عناصر شیمیایی خاص، شرایط فرآوری) که همیشه در یک جهت تأثیر دارند (یعنی، همیشه کسر فریت را یا کاهش یا افزایش می‌دهند) صرف‌نظر شوند، سوگیری رخ می‌دهد. این روش وقتی سوگیری شده قلمداد می‌شود که میانگین خطا (معادله ۹) خارج از فاصله بحرانی داده شده توسط CI (معادله ۱۱) باشد. مقادیر SD بزرگتر نشان می‌دهند که متغیرهای مهمی که اثرات تصادفی بر کسرهای فریت دارند، در طی تدوین روش عملی در نظر گرفته نشده‌اند. توجه داشته باشید که میانگین خطای نسبی (معادله ۸) اثرات ترکیبی خطاهای سیستماتیک و تصادفی را نشان می‌دهد و هنگامی که این خطاها کم باشند تمایل دارد کم باشد.

چهار پارامتر داده شده توسط معادله ۸ تا ۱۱ در **جدول‌های ۸ و ۹** برای هر یک از نوزده نوع روش عملی بکار گرفته شده برای آلیاژها به ترتیب در دامنه ترکیب محدود و گسترده، نشان داده شده‌اند. در هر جدول چهار مجموعه ردیف وجود دارد و برای جدول ۹، هر مجموعه مربوط به یک نمودار از شکل ۶ است. در داخل یک مجموعه، هر ردیف جداگانه پارامترهای آماری را

جدول ۸. خطای نسبی، خطا، انحراف استاندارد (SD) و فاصله خطای بحرانی (CI) برای گروهی از آلیاژهای N در دامنه ترکیب محدود. اختصارات عبارتند از: Scha (شافلر [۳]); DL (دیلونگ [۵]); Siew (سیورت [۷]); Scho (شوفر [۱۴]); Schn (اشنایدر [۹]); Hull (هال [۱۱]); Ham-Sve (همر و سونسون [۱۲]); Espy (اسپای [۶]); و Guir (گیرالدنگ [۱۰]).

Cr _{req} ,Ni _{req} /Iso-ferrite line	Rel Error(%)	Error	SD
Scha/Scha	66	-0.01	3.18 ±
DL /DL	75	1.10	3.21 ±
Siew/Siew	43	-0.18	2.38 ±
Scho/Scho	52	-1.69	2.39 ±
Schn/Scha	70	0.68	3.74 ±
Hull/Scha	46	-0.42	2.40 ±
Ham-Sve/Scha	50	-0.87	2.39 ±
Espy/Scha	69	0.72	3.34 ±
Guir/Scha	90	2.71	4.67 ±
Schn/DL	126	3.78	4.82 ±
Hull/DL	77	1.70	2.90 ±
Ham-Sve/DL	66	1.46	2.55 ±
Espy/DL	122	3.38	3.71 ±
Guir/DL	167	5.85	4.50 ±
Schn/Siew	100	3.41	4.57 ±

جدول ۹. خطای نسبی، خطا، انحراف استاندارد (SD) و فاصله خطای بحرانی (CI) برای گروهی از آلیاژهای N در دامنه ترکیب گسترده. اختصارات عبارتند از: Scha (شافلر [۳]); DL (دیلونگ [۵]); Siew (سیورت [۷]); Scho (شوفر [۱۴]); Schn (اشنایدر [۹]); Hull (هال [۱۱]); Ham-Sve (همر و سونسون [۱۲]); Espy (اسپای [۶]); و Guir (گیرالدنگ [۱۰]).

Cr _{req} ,Ni _{req} /Iso-ferrite line	Rel Error (%)	Error	SD	CI
Scha/Scha	83	-1.85	3.99	± 0.47
DL/DL	89	-1.18	4.34	± 0.57
Siew/Siew	58	0.10	3.22	± 0.54
Scho/Scho	76	-2.33	3.61	± 0.44
Schn/Scha	135	2.33	7.88	± 0.93
Hull/Scha	62	0.98	4.66	± 0.55
Ham-Sve/Scha	77	-1.95	3.54	± 0.42
Espy/Scha	167	5.50	11.52	± 1.37
Guir/Scha	116	1.41	6.65	± 0.79
Schn/DL	170	3.79	7.53	± 0.99
Hull/DL	96	2.46	3.33	± 0.45
Ham-Sve/DL	89	-1.16	4.17	± 0.55
Espy/DL	165	4.41	6.14	± 0.91
Guir/DL	152	2.87	6.30	± 0.86
Schn/Siew	169	5.40	7.44	± 1.09

برای یک مجموعه از نقاط در نمودار ارائه می‌دهد. برای مثال، ردیف دوم در مجموعه سوم در جدول ۹ پارامترهای آماری برای مجموعه مربع‌های سیاه در شکل ۶c را می‌دهد، که با استفاده از عبارات برای Cr_{eq} ، Ni_{eq} پیشنهاد شده توسط هال [۱۱] و نمودار خط ایزو-فریت پیشنهاد شده توسط دیلونگ [۵] بدست آمد.

نتایج مهم معتبر برای دو گروه آلیاژها را می‌توان از جدول‌های ۸ و ۹ بدست آورد. مهمترین مورد این است که محاسبات با نمودار سیورت (Siew/Siew) کوچکترین خطاهای نسبی را ارائه می‌دهد (به ترتیب ۴۳٪ در صد و ۵۸ درصد برای دامنه ترکیب محدود و گسترده)، به دنبال آن ترکیبی از عبارات "هال" برای Cr_{eq} و Ni_{eq} و خطوط ایزو-فریت شافلر (Hull/Scha)، و عبارات "همر و سونسون" همراه با خطوط ایزو-فریت "سیورت" (Ham-Sve/Siew). این نتیجه را نمی‌توان از بررسی تصویری شکل ۶ استنتاج کرد، که نشان دهنده اهمیت تجزیه و تحلیل آماری است. این کمترین خطاهای نسبی نتیجه یک ترکیب خوب از خطاهای تصادفی کم و سیستماتیک است که به ترتیب در ستون‌های SD و خطا در جدول‌های ۸ و ۹ نشان داده شده‌اند. کیفیت خوب روش‌های عملی که از نمودار سیورت یا عبارات هال برای شاخص‌های Cr_{eq} و Ni_{eq} استفاده می‌کنند نباید تعجب‌آور باشد، زیرا تعداد زیادی از ترکیبات آلیاژ در تجزیه و تحلیل آنها در نظر گرفته شده‌اند.

اثر جداگانه هر عبارت برای محاسبه Cr_{eq} و Ni_{eq} در خطای نسبی را می‌توان با مقایسه سطرهای جدول به دست آمده با همان نمودار خطوط ایزو-فریت تحلیل کرد. بنابراین، هر ردیف باید فقط با ردیف‌های مربوط به همان مجموعه مقایسه شود. برای مجموعه ردیف‌های ۲، ۳ و ۴ در هر دو جدول، عبارات پیشنهادی هال [۱۱] و همر و سونسون [۱۲] کمترین خطای نسبی را ارائه می‌دهند. همانطور که انتظار می‌رفت، آنها همچنین کمترین خطاهای سیستماتیک و تصادفی را دارند (ستون‌های SD و خطا). این جنبه را می‌توان در شکل‌های ۶b، ۶c و ۶d مشاهده کرد، نشان‌دهنده اینکه دو مجموعه نماد سیاه به طور کلی نسبت به مجموعه نمادهای باز به خط مورب نزدیک‌ترند.

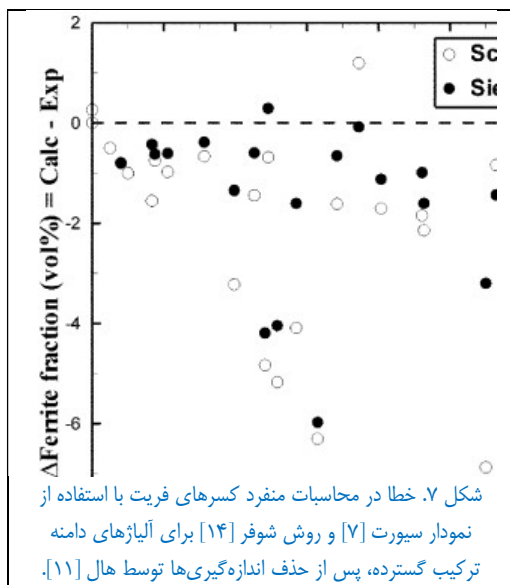
خطاهای نسبی در جدول‌های ۸ و ۹ به وضوح تأیید می‌کنند که نمودار سیورت یک بهبود در نمودارهای پیشنهاد شده توسط شافلر [۳] و دیلونگ [۵] است همانطور که مورد نظر نویسنده آن بوده است. این امر در شکل ۶a نیز قابل مشاهده است، که در آن محاسبات نمودارهای شافلر و دیلونگ از خط مورب دورتر است. این خطاهای بزرگتر برای نمودار شافلر را نمی‌توان به تفاوت‌ها در سرعت خنک‌سازی بین نمونه‌های جوش (مورد استفاده در تهیه نمودار شافلر) و نمونه‌های ریختگی مورد استفاده در تجزیه و تحلیل حاضر نسبت داد، زیرا نمودار سیورت نیز برای جوش‌ها تهیه شده بود. گرچه نمودار سیورت برای نمونه‌های جوش تهیه شده بود، اما محاسبات آن برای نمونه‌های ریختگی بررسی شده در کار حاضر، خطاهای کمتری نسبت به روش‌های توسعه یافته خاص قطعات ریختگی، یعنی، روش شوهر [۱۴] و ترکیبات Cr_{eq} و Ni_{eq} ارائه شده توسط اشنایدر [۹] و گیرالدنک [۱۰] ارائه می‌دهد. این نشان می‌دهد که تفاوت بین سرعت خنک‌سازی تجربه شده توسط نمونه‌های جوشکاری و ریختگی ممکن است مقدار فریت باقیمانده مشاهده شده در دمای اتاق را به طور قابل توجهی تغییر ندهد، که با نتایج ارائه شده در بخش ۴ برای اثر ضعیف سرعت خنک‌سازی مطابقت دارد.

از طرف دیگر، یک بررسی ساده از شکل‌های ۶c و ۶d می‌تواند این گمان را ایجاد کنند که روند مشخصی از کاهش کسر فریت با کاهش سرعت خنک‌سازی وجود دارد. در این ارقام، بیشتر کسرهای اندازه‌گیری شده آزمایشی (برای قطعات ریختگی) کمتر از کسرهای محاسبه شده، بدست آمده از خطوط ایزو-فریت تهیه شده برای نمونه‌های جوش است که در آنها سرعت خنک‌سازی بسیار بیشتر است. با این وجود، شکل ۶a یک روند مخالف را نشان می‌دهد، یعنی، کسرهای اندازه‌گیری شده بزرگتر از بیشتر کسرهای محاسبه شده با نمودار سیورت و بالاتر از تقریباً نیمی از کسرهای محاسبه شده با نمودارهای دیلونگ هستند. هر دو این نمودارها از نمونه‌های جوشکاری توسعه یافته‌اند، که در آنها سرعت خنک‌سازی بالاتر از نمونه‌های ریختگی است، که نشان‌دهنده

افزایش کسر فریت با کاهش سرعت خنک‌سازی است. روند مخالف مشاهده شده در این ارقام همچنین ممکن است تأثیر ضعیفی از سرعت خنک‌سازی را نشان دهد، که به راحتی با اثرات دیگر بیشتر می‌شود و از آشکار شدن تمایل مشخص جلوگیری می‌کند.

توجه ویژه باید به روش شوهر [۱۴] معطوف شود، زیرا در حال حاضر یک رویه استاندارد ASTM برای برآورد کسرهای فریت دلتا در قطعات ریخته‌گری فولاد ضد زنگ است [۱۵]. گرچه این روش نشان داد خطاهای نسبی که بزرگتر از خطاهای نمودار سیورت هستند، خطاهای آن کمتر از موارد به دست آمده با اکثر نوزده روش عملی بررسی شده در کار حاضر است. خطاهای منفرد

به دست آمده با نمودار سیورت و با استفاده از روش شوهر [۱۴] با جزئیات در شکل ۷ نشان داده شده‌اند.



بحث ارائه شده در پاراگراف‌های قبلی برای آلیاژها در هر دو دامنه ترکیب محدود شده و گسترده معتبر است و در نتیجه تحت تأثیر ترکیب قرار نمی‌گیرد. اما، برخی نتیجه‌گیری‌ها وجود دارد که فقط برای هر یک از گروه‌ها معتبر است و تأثیر ترکیب را نشان می‌دهد. برای آلیاژها در دامنه ترکیب محدود شده، جدول ۸ نشان می‌دهد که ترکیبی از خطوط ایزو-فریت شافلر و عبارات مختلف برای Ni_{eq} و Cr_{eq} (دومین مجموعه ردیف‌ها) کمترین خطای نسبی را در مقایسه با محاسبات با استفاده از خطوط ایزو-فریت دیلونگ یا سیورت با همان عبارات Ni_{eq} و Cr_{eq} ارائه می‌کند. این نتیجه‌گیری با مقایسه ردیف‌ها برای همان عبارات Ni_{eq} و Cr_{eq} در مجموعه ردیف‌های مختلف بدست می‌آید. توجه داشته باشید که دومین مجموعه ردیف دارای خطاهای تصادفی (ستون

SD) و سیستماتیک (ستون خطا) کمتر از سومین و چهارمین مجموعه ردیف است. به ویژه خطاهای سیستماتیک برای خطوط ایزو-فریت شافلر بسیار کمتر از موارد برای خطوط ایزو-فریت دیلونگ [۵] و سیورت [۷] است. در اولین مجموعه ردیف، مشاهده می‌شود که خطای سیستماتیک برای نمودار شافلر نیز در بین چهار روش بررسی شده کمترین است. این نشان می‌دهد که بهبود-های پیشنهاد شده توسط سیورت [۷] به میزان زیادی ناشی از کاهش خطاهای تصادفی بوده است که عمدتاً با تعریف عبارات مختلف برای Ni_{eq} و Cr_{eq} انجام شده است.

وقتی روش‌های عملی برای دامنه گسترده‌تر ترکیبات آلیاژ بکار گرفته می‌شوند (جدول ۹)، خطاهای ناشی از خطوط ایزو-فریت شافلر بزرگتر هستند. روش‌های عملی استفاده‌کننده از خطوط ایزو-فریت شافلر (دومین مجموعه ردیف در جدول ۹) بزرگترین خطاهای تصادفی (ستون SD) را نشان می‌دهند. این مورد انتظار بود، زیرا گروه دامنه ترکیب گسترده شامل آلیاژهایی با غلظت عناصر بسیار متفاوت از آنهایی است که برای ساخت نمودار شافلر استفاده شده‌اند. در واقع، مقایسه بین جداول ۸ و ۹ نشان می‌دهد که خطاهای نسبی برای دامنه ترکیب گسترده در هجده مورد از نوزده روش بررسی شده بیشتر است و این به دلیل افزایش عمده خطاهای تصادفی (ستون SD) بجای خطاهای سیستماتیک (ستون خطا) است.

ستون خطا در جداول ۸ و ۹ ممکن است مقدار سوگیری در هر روش عملی را نشان دهد. اما، برای توضیح بیشتر نتیجه‌گیری دقیق‌تر، آزمون فرضیه‌ای که قبلاً توضیح داده شد با بررسی اینکه آیا مقادیر ستون خطا در فاصله بحرانی تعریف شده در ستون CI بوده‌اند، انجام شد. این تجزیه و تحلیل نشان می‌دهد که پنج روش عملی برای آلیاژهای دامنه محدود شده ترکیب بی‌طرفانه (بدون سوگیری) هستند (جدول ۸)، چهار مورد از آنها از خطوط ایزو-فریت شافلر استنتاج شده‌اند، اما فقط دو روش برای آلیاژهای دامنه ترکیب گسترده (جدول ۹) بی‌طرفانه هستند. غلظت زیاد برخی از عناصر در تعدادی از آلیاژهای دامنه ترکیب گسترده در توسعه بیشتر روش‌های عملی در نظر گرفته نشدند، که منجر به سوگیری نامطلوب می‌شود.

۶. خلاصه و نتیجه گیری

اندازه‌گیری‌های فریت دلتا در کار حاضر انجام شد و توسط هال [۱۱] و Jernkontoret [۱۳] برای ارزیابی نوزده نوع مختلف روش عملی (شاخص‌های نیکل/کروم معادل و نمودارهای خط ایزو-فریت) برای تخمین کسرهای باقیمانده فریت در قطعات ریختگی فولاد ضد زنگ آستینیتی مورد استفاده قرار گرفتند. نمونه‌های پلکانی شکل که در کار حاضر با ضخامت‌های مختلف پله‌ای طراحی شده‌اند، اثرات سرعت خنک‌سازی بر مقدار فریت باقیمانده در ریزساختار را نشان داد.

در نمونه‌های پلکانی شکل، یک تغییر در سرعت خنک‌سازی از ۰,۷۸ به ۲,۷ K/s تأثیر ضعیفی بر مقدار فریت دلتا دارد. در تقریباً ۵۰ درصد از نمونه‌های دارای فریت در ریزساختار خود، یک آزمایش فرضیه نشان می‌دهد که افزایش سرعت خنک‌سازی مقدار فریت دلتا را کاهش می‌دهد، که در توافق با برخی از نتایج ارائه شده توسط کیم و همکاران [۲۵] و پریرا و بیچ [۲۳] می‌باشد. در نمونه‌های باقیمانده، هیچ تأثیری مشاهده نشد. میکروسکوپ نوری نشان داد که، برای کسرهای فریت بیش از ۱۰ درصد حجمی، یک شبکه فریت تقریباً پیوسته وجود دارد، در حالی که برای کسرهای فریت حدود ۵ درصد حجمی، شبکه نیمه‌پیوسته می‌شود، و برای کسرهای کمتر از تقریباً ۲ درصد حجمی به هسته‌های جدا شده تبدیل می‌شود.

محاسبات کسر فریت با استفاده از روش عملی پیشنهاد شده توسط سیورت [۷] کمترین خطای نسبی را در میان تمام نوزده روش بررسی شده در کار حاضر ارائه می‌دهد. خطاهای نسبی کم نیز با دو روش عملی با استفاده از ترکیب زیر بدست آمد: (الف) شاخص‌های نیکل/کروم معادل پیشنهاد شده توسط هال [۱۱] با خطوط ایزو-فریت پیشنهاد شده توسط شافلر [۳] و (ب) شاخص-های نیکل/کروم معادل پیشنهاد شده توسط همر و سونسون [۱۲] با خطوط ایزو-فریت که توسط سیورت [۷]. این سه روش عملی ترکیب خوبی از خطاهای سیستماتیک و تصادفی کم ارائه می‌کنند. گرچه نمودار سیورت برای جوش‌های فولاد ضد زنگ ساخته شده است، برآورد کسرهای فریت با استفاده از این نمودار در نمونه‌های ریختگی از موارد محاسبه شده با روش شوهر [۱۴] که مخصوص نمونه‌های ریختگی تهیه شده و در حال حاضر به عنوان استاندارد ASTM [۱۵] برای پیش‌بینی کسر فریت باقیمانده در قطعات ریختگی فولادهای ضد زنگ پذیرفته شده، دقیق‌تر می‌باشد.

هنگامی که ترکیب شود با هر یک از سه نمودار خطوط ایزو-فریت پیشنهاد شده توسط شافلر [۳]، دیلونگ [۵] یا سیورت [۷] عبارات استنتاج شده توسط هال [۱۱] یا توسط همر و سونسون [۱۲] برای محاسبه شاخص‌های نیکل و کروم معادل، کمترین خطای نسبی را در میان تمام سایر عبارات شاخص معادل ارائه می‌دهد. از طرف دیگر، برای آلیاژهای دامنه ترکیب محدود شده، عبارات نیکل و کروم معادل هنگام ترکیب با خطوط ایزو-فریت شافلر کمترین خطای نسبی را ارائه می‌دهند. هنگامی که آلیاژهای با دامنه ترکیب گسترده در تحلیل گنجانده شوند، خطاهای نسبی در هجده مورد از نوزده روش عملی بررسی شده در نتیجه افزایش خطاهای تصادفی زیاد می‌شوند.

مراجع:

- 1) A. F. Padilha and P. R. Rios: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 325.
- 2) D. L. Olson: *Weld. J.*, **64** (1985), S281.
- 3) A. L. Schaeffler: *Met. Prog.*, **56** (1949), 680.
- 4) S. Fukumoto, K. Fujiwara, S. Toji and A. Yamamoto: *Mater. Sci. Eng. A*, **492** (2008), 243.
- 5) W. T. DeLong: *Met. Prog.*, **77** (1960), 98.
- 6) R. H. Espy: *Weld. J.*, **61** (1982), S149.
- 7) T. A. Siewert, C. N. McCowan and D. L. Olson: *Weld. J.*, **67** (1988), S289.
- 8) D. J. Kotecki and T. A. Siewert: *Weld. J.*, **71** (1992), S171.
- 9) H. Schneider: *Foundry Trade J.*, **108** (1960), 562.
- 10) P. Guiraldenq: *Mem. Sci. Rev. Met.*, **64** (1967), 907.
- 11) F. C. Hull: *Weld. J.*, **52** (1973), 193.
- 12) Ö. Hammar and U. Svensson: *Solidification and Casting of Metals*, The Metals Society, London, (1977), 401.
- 13) Jernkontoret: *A Guide to the Solidification of Steels*, Jernkontoret, Stockholm, (1977).

- 14) E. A. Schoefer: *Metal Progress Databook*, **112** (1977), 51.
- 15) ASTM Standard Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof (800/A 800M-01). Steel, Stainless Steel, and Related Alloys. ASTM International, West Conshohocken, Philadelphia, PA, (2006). 1.
- 16) Y.-H. Park and Z.-H. Lee: *Mater. Sci. Eng. A*, **297** (2001), 78.
- 17) P. L. Ferrandini, C. T. Rios, A. T. Dutra, M. A. Jaime, P. R. Mei and R. Caram: *Mater. Sci. Eng. A*, **435** (2006), 139.
- 18) A. Di Schino, M. G. Mecozzi, M. Barteri and J. M. Kenny: *J. Mater. Sci.*, **35** (2000), 375.
- 19) D. C. Montgomery and G. C. Runger: *Applied Statistics and Probability for Engineers*, Wiley, Hoboken, NJ, (2007).
- 20) T. Yamada, S. Okano and H. Kuwano: *J. Nucl. Mater.*, **350** (2006), 47.
- 21) G. El Nayal and J. Beech: *Mater. Sci. Technol.*, **2** (1986), 603.
- 22) N. Suutala and T. Moisiso: *Solidification Technology in the Foundry and Cast House*, The Metals Society, London, (1980), 310.
- 23) O. J. Pereira and J. Beech: *Solidification Technology in the Foundry and Cast House*, The Metals Society, London, (1980), 315.
- 24) J. W. Elmer, S. M. Allen and T. W. Eagar: *Recent Trends in Welding Science and Technology - TWR '89*, ASM International, Materials Park, Ohio, (1989), 169.
- 25) S. K. Kim, Y. K. Shin and N. J. Kim: *Ironmaking Steelmaking*, **22** (1995), 316.
- 26) H. D. Brody and M. C. Flemings: *Trans. Met. Soc. AIME*, **236** (1966), 615.
- 27) M. C. Flemings: *Solidification processing*, McGraw-Hill, New York, (1974).
- 28) M. A. Martorano and J. D. T. Capocchi: *Metall. Mater. Trans. A*, **31** (2000), 3137.