سال بیست و دوم، شماره دو، ۱۳۹۰

نشریه مهندسی متالورژی و مواد

بررسی توزیع اندازهی دانه حین رشد دانه در فولادهای زنگ نزن آستنیتی ۳۰۶H، ۳۱۱۲ و ۳۲۱ *

جواد راستي 🗥

چکیدہ

توزیع اندازهی دانه حین رشد دانه در فولادهای زنگ نزن آستنیتی به سه روش مقطعزنی متوالی، شبیه سازی سه بعدی مونت کارلو و مدل ابراز- لوک بررسی شد. نتایج نشان دادند که توزیع حجمی دانهها در تعداد کم دانه بر توزیع نرمال لگاریتمی منطبق است، در حالی که برای تعداد زیاد دانه بر توزیع گاما منطبق میباشد. رشد غیر عادی دانه در فولاد ۲۰۰٤ حین تاب کاری رخ داد، و این میتواست ناشی از حضور رسوب کاربید کرم بر روی مرز دانهها درون ساختار اولیه باشد. جدایش حاصل از انحلال این کاربیدها، تحرک مرز دانه را کاهش داد. در این فولاد با تخمین غلظت کرم در مرز دانه، رابطه ای زمانی برای تحرک مرز دانه به دست آمد. روشی هم برای یافتن درصد خطای تعیین اندازه دانه در سطح مقطع متالوگرافی ارائه شد.

واژههای کلیدی رشد دانه، توزیع اندازهی دانه، فولادهای زنگ نزن آستنیتی، تحرک مرزدانه.

Evaluation of Grain Size Distribution during Grain Growth in AISI 304H, 316L and 321 Austenitic Stainless Steels

J. Rasti

Abstract

Grain size distribution during grain growth in austenitic stainless steels was investigated using three different methods, namely serial sectioning analysis, 3D Monte Carlo simulation, and Abbruzzese-Lucke statistical approach. The results showed that the volumetric grain distribution can be well estimated by the log-normal and gamma distribution models for the low and high number of grains, respectively. The abnormal grain growth was taken place in 304H steel during annealing, probably due to the presence of chromium carbide on the grain boundaries within the initial microstructure. The segregation resulted from dissolution of these carbides decreased the grain boundary mobility. A time-dependent equation was obtained for the mobility of grain boundary in this steel after the estimation of chromium content in the grain boundary areas. Moreover, a method was introduced for quantitative evaluation of the error during the measurement of grain size using the metallographic cross sections.

Key Words Grain growth, Grain size distribution, Austenitic stainless steel, Grain boundary mobility.

^{*} نسخهی نخست مقاله در تاریخ ۸۸/۲/۲٤ و نسخهی پایانی آن در تاریخ ۸۹/۱۱/۳۰ به دفتر نشریه رسیده است.

⁽۱) نویسندهی مسئول: عضو هیئت علمی دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نراق

مقاله برای نمایش مقدار میانگین استفاده شده است. مطابق با روش جنسن و گاندرسن، [10]، می توان حجم میانگین (۷۷) و ضریب انحراف ۷۷ را با استفاده از یک مقطع متالوگرافی بهدست آورد. دانهها در این روش به وسیلهی رأسهای یک شبکهی مربعی انتخاب می شوند. مساحت این دانهها (۵) و طول خط افقی عبور داده شده از نقطههای درون دانهی (۱) اندازه گیری شده و رابطههای زیر بهدست می آیند:

 $\left\langle \mathbf{V}_{\mathbf{v}}\right\rangle =\frac{\pi}{3}\left\langle l^{3}\right\rangle \tag{(Y)}$

$$CV_{v} = \left[\frac{36k\langle a^{3} \rangle}{\pi \langle l^{3} \rangle^{2}} - 1\right]^{1/2}$$
(\mathcal{V})

k ثابتی است که به شکل دانهها وابسته است و مقدار آن بین ۰/۰۷۱ تا ۰/۰۸۳ تغییر میکند. در تحقیق حاضر از مقدار متوسط ۰/۰۷۷ استفاده شده است.

با محاسبهی $\langle V_v \rangle$ و $\langle VV$ بهروش فوق، $\langle V_v \rangle$ ، و عوامل مربوط به توابع توزیع را میتوان با CV_N استفاده از رابطههای جدول (۲) بهدست آورد.

روش های مدلسازی نیز می توانند توزیع حجمی دانه ها را تعیین کنند. در این تحقیق از روش مدلسازی سه بعدی مونت کارلو و مدل آماری ابراز – لوک، [12,13]، استفاده شده است. در روش اخیر، فرض بر این است که دانه ها از نقطه نظر اندازه شامل توزیعی از n گروه هستند و هر گروه دارای n دانه با شعاع معادل R می باشد. با این قرض، رابطهی زیر برای رشد دانه پیشنهاد شده است [12]:

$$\frac{\mathrm{dR}_{i}}{\mathrm{dt}} = M \sum_{j=1}^{n} P_{i,j} S_{j}, \quad P_{i,j} = 2\gamma \left(\frac{1}{R_{j}} - \frac{1}{R_{i}}\right)$$
(£)

در این رابطهها، γ انرژی سطحی مرز دانه و R_i شعاع معادل دانهی iام است. M نیز تحرک (Mobility) مرز دانه است که از رابطهی زیر محاسبه می شود:

$$M = M_0 \exp\left(-\frac{Q_{gb}}{RT}\right)$$
 (0)

مقدمه

اندازه دانه و یکنواختی توزیع آن از جمله مهمترین ویژگیهای ریزساختاری فولادهای زنگ نےزن آسیتنیتی هستند، و تأثیر بارزی بر خواص مکانیکی آنها دارنـد [1,2]. توزیع حجمی دانهها معمولاً به دو روش بررسی می شود: بر آورد کسر حجمی دانه های متعلّق به یک (The volume $f_v(v)$ ، محدودہ حجمے باریک weighted distribution of grain volume)، و بر آورد تعداد نسبی دانههای متعلّق به یک محدوده حجمی (The number-weighted distribution $f_N(v)$ باریک، (of grain volume) [3]. پنج رابط برای روش دوم پیشنهاد شده است، و این رابطهها در جدول (۱) آورده شدهاند. در این رابطهها، از حجم و یا حجم نرماله شده (نسبت حجم دانه به حجم میانگین) استفاده شده است [3-8]. در اغلب موارد تابع توزيع هيلرت با دادههاي تجربی تطابق خوبی ندارد [6]. تابع لوت یا ریلی نیز حالت خاصی از تابع ویبُل با β=۲ است [7]. بـه ایـن ترتیب، سه تابع توزیع نرمال لگاریتمی، ویبُل و گاما در این تحقیق برای مقایسه با داده های تجربی استفاده شدند.

یکنواختی اندازهی دانه ها را می توان با وارینس یا انحراف معیار حجم دانه ها بررسی کرد. امّا اغلب انحراف معیار نسبت به اندازه یا حجم میانگین نرماله می شود. در این صورت، آن را ضریب انحراف ,CV) (Coefficient of variation) نامیده و به صورت زیر تعریف می شود [9]:

$$\begin{split} \overline{\mathbf{x}} &= \left\langle \mathbf{x} \right\rangle = \sum \mathbf{x}_{i} / \mathbf{N} \\ \sigma_{\mathbf{x}} &= \left(\frac{\sum \left(\mathbf{x}_{i} - \overline{\mathbf{x}} \right)^{2}}{\mathbf{N}} \right)^{1/2} = \sqrt{\left\langle \mathbf{x}^{2} \right\rangle - \left\langle \mathbf{x} \right\rangle^{2}} \end{split} \tag{1}$$
$$CV_{\mathbf{x}} &= \sigma_{\mathbf{x}} / \overline{\mathbf{x}} \end{split}$$

که در آن، x شعاع یا حجم دانه، x مقدار میانگین x، و _xo انحراف معیار میباشد. از علامت <> در ایـن

اطلاعات بيش تر	تابع	نام تابع
A و B بهترتیب انحراف معیار و میانگین لگاریتم حجم نرماله شده (۷) هستند	$f(v) = \frac{1}{A v \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\ln(v) - B}{A}\right)^2\right]$	نرمال لگاریتمی [۵٫۳]
β عامل شکل و α =1/Γ(1+1/β) عامل اندازه است (Γ تابع گاما می.باشد)	$f(v) = \frac{\beta}{\alpha^{\beta}} v^{\beta-1} \exp\left[-\left(\frac{v}{\alpha}\right)^{\beta}\right]$	ويبُل [٦]
ab و ab ² میانگین و واریانس توزیع، Γ تابع گاما و v حجم نرماله شده است	$f(v) = \frac{v^{a-1}}{b^a \Gamma(a)} \exp\left(-\frac{v}{a}\right)$	گاما [٥]
با دادههای تجربی تطابق خوبی ندارد. r قطر معادل نرماله شده است	$f(r) = (2e)^{2} \frac{2r}{(2-r)^{4}} \exp\left(-\frac{4}{2-r}\right)$	هيلرت [٦]
همان تابع ویبُل با ۲ = β است، بهگونهای که $\kappa = (\Gamma(1+1/\beta))^2$. در تابع ریلی بهجای ضریب 2κ از $\frac{8}{3\sqrt{\pi}} \kappa^{5/2}$ استفاده می شود	$f(v) = 2\kappa v \exp(-\kappa v^2)$	لوت [٧]، يا ريلي [٨]

 $f_N(\nu)$ جدول ۱ رابطههای آماری توزیع اندازهی دانه برای

جدول ۲ ارتباط بین $\langle V_v angle$ و $\langle V_N angle$ ، $\langle V_N angle$ با $\langle V_v angle$ جدول ۲ ارتباط بین $\langle V_v angle$ جد مختلف

تابع ويبُلِّ (*، ۲*	تابع لگاريتمي "*[٥]	تابع گاما ^{(*} [٥]
$\langle V_v \rangle = 2\alpha \frac{\Gamma(2/\beta)}{\Gamma(1/\beta)}$	$\operatorname{er}\left\langle \mathbf{V}_{\mathrm{N}}\right\rangle =\frac{\left\langle \mathbf{V}_{\mathrm{v}}\right\rangle ^{3}}{\left\langle \mathbf{V}_{\mathrm{v}}^{2}\right\rangle }$	$^{\ast \mathrm{v}}\left\langle \mathrm{V}_{\mathrm{N}}\right\rangle = 2\left\langle \mathrm{V}_{\mathrm{v}}\right\rangle - \frac{\left\langle \mathrm{V}_{\mathrm{v}}^{2}\right\rangle}{\left\langle \mathrm{V}_{\mathrm{v}}\right\rangle}$
$CV_{v} = \sqrt{\frac{3}{4} \frac{\Gamma(1/\beta)\Gamma(3/\beta)}{\Gamma^{2}(2/\beta)} - 1}$	$CV_N = CV_v$	$CV_{N} = \frac{CV_{v}}{\sqrt{1 - CV_{v}^{2}}}$
$\langle V_N \rangle = \frac{\alpha}{\beta} \Gamma(1/\beta)$	$A = \sqrt{\ln(1 + CV_N^2)}$	$a = \frac{1}{CV_N^2}$
$CV_{N} = \sqrt{2\beta \frac{\Gamma(2/\beta)}{\Gamma^{2}(1/\beta)} - 1}$	$B = ln \langle V_N \rangle - 0.5 A^2$	$b = \frac{\langle V_N \rangle}{a}$

۱» در سه رابطه، بهجای حجم نرماله شده (v) از حجم (V) استفاده شده است.

۲* رابطه های تابع ویبُل به وسیلهی نویسندهی مقاله به دست آمده است. α و β از دو معادلهی اول و رابطه های (۲) و (۳) به دست می آید. ۳* $\langle V_v^2
angle = 4\pi k \langle a^3
angle = \langle V_v
angle^2 (l + CV_v^2)$

جهانی گازها، Q_{gb} انرژی فعالسازی جابجـایی مـرز و T دما بر حسب کلوین است.

در رابطهی (٤)، P_{i,j} نیروی محرکه برای رشد دانهای به شعاع R_i در مقابل دانههایی به شعاع R_j میباشد، به طوری که اگر مثبت باشد دانههای به شعاع R_i رشد میکنند و اگر منفی باشد، این دانهها کوچکتر می شوند. افزون بر این، S_i احتمال بر خورد دانههای متعلق به گروههای مختلف می باشد که با سطح دانهها در ارتباط است، یعنی:

$$S_{j} = \frac{n_{j}.4\pi R_{j}^{2}}{\sum_{j} n_{j}.4\pi R_{j}^{3}} = \frac{n_{j}.R_{j}^{2}}{\sum_{j} n_{j}.R_{j}^{2}}$$
(7)

رابطهی (٤) در هر گام زمانی برای همهی رابطهی (٤) در هر گام زمانی برای همهی R_i شعاعهای R_i موجود بهکار میرود تا اینکه توزیع اندها، اندازهی دانه (با فرض توزیع حجمی دانهها) $V_i = \frac{4\pi}{3}R_i^3$ مورد نیاز برای مدلسازی در جدول (۳) دیده می شوند [14,17].

جدول ۳ تحرکپذیری، انرژی فعالسازی نفوذ مرزدانهای و انرژی سطحی برای سه فولاد مورد استفاده

γ (mJ/m ²)	Q _{gb} (kJ/mol)	M _o (m ⁴ /J.s)	نوع فولاد
٣.	١٧٨	۱×۱۰ ⁻⁰	304H [١٤.١٥]
V۸	١٦٩	۳×۱۰-٦	316L [12-17]
٥٢	١٧٢	٥×١٠ ^{-٦}	321 [\V]

نتایج توزیع حجمی دانه ها که با استفاده از سه روش فوق به دست می آیند، می باید با یک روش استاندارد و دقیق مقایسه شوند. روش مقطع زدن متوالی [4] برای این منظور به کار رفت. در این روش سطح مقطع نمونه مت الوگرافی شده و از آن عکس گرفته می شود. سپس از سطح نمونه به میزان ۱ درصد از اندازه ی بزرگترین دانه لایه برداری شده و پس از متالوگرافی مجدد، از آن عکس برداری می شود. این کار تا عمقی به میزان دو برابر قطر بزرگترین دانه انجام

میشود. پس از آن، توزیع حجمی دانهها با بررسی عکسهای متوالی بهدست میآید.

در ایس کار تحقیقی، از چهار روش جنسن-گاندرسن، شبیهسازی سه بعدی مونتکارلو، مدل ابراز-لوک و مقطعزنی متوالی برای بررسی توزیع اندازهی دانه حین فرایند رشد دانه در سه فولاد زنگ نزن آستنیتی نوع ۲۹۲۸، ۲۹۲۱ و ۳۲۱ استفاده شده است. هدف بهدست آوردن یک روش ساده و در عین حال دقیق برای تخمین حجم متوسط و توزیع حجمی دانههای در حال رشد بوده است. محاسبهی توزیع حجمی دانهها بهعنوان ابزاری برای تشخیص وقوع رشد غیرعادی دانهها حین فرایند تابکاری بهکار میرود. رشد غیرعادی دانهها در نتیجهی وجود رسوبهای بسیار ریز بر روی مرزدانهها و یا در نتیجه-

روش تحقيق

ترکیب شیمیایی سه نوع فولاد زنگ نزن آستنیتی، ترکیب شیمیایی سه نوع فولاد زنگ نزن آستنیتی، بهمنظور بررسی رشد طبیعی دانه، دو نوع فولاد اول در دمای ۲۰ ۱۲۰۰ بهمدت زمان ۵، ۱۰ و ۱۵ دقیقه تاب-کاری شدند. در فولاد ۲۳۱ حدود ۸/۰ درصد تیتانیم وجود دارد که میتواند در محدوده دمایی ۲۰۰۵-۱۰۰۱ با تشکیل نیترید تیتانیم حرکت مرز دانهها را مشکل کرده و باعث رشد غیر عادی دانهها شود [18]. بنابراین، دمای تابکاری این فولاد به ۲۰۰۰ افزایش داده شد. بعد از فرایند تابکاری، سطح مقطع نمونهها متالوگرافی شده و ریزساختار آنها به وسیلهی حکّاکی الکترولیتی در محلول اشباع اسید نیتریک، آشکار شد. متوالی انجام شد و با سه روش دیگر ذکر شده در مقدمه مقایسه شد.

۳۲۱	۳۱٦L	٣٠٤Η	عنصر
•/• ٦٦	•/•77	•/•٨٣	С
۱٧/٤	۱V/٦	19/7	Cr
٩/٧٥	۱۰/۹	٨/١٦	Ni
<•/•0	١/٨٨	1/027	Мо
•/09٦	٠/٣٦٦	۰٬۳۳۵	Si
١/٦٥	1/92	١/٨٨	Mn
۰/VA٦	•/•\9	•/•٨٢	Ti
•/•19	•/•٤0	•/•71	Р
<./.٣	<•/•٣	<•/•٣	S

تركیب شیمیایی سه نوع فولاد زنگ نزن آستنیتی به كار	جدول ٤
رفته در این تحقیق (درصد وزنی)	

نتايج و بحث

در شکل (۱)، ریزساختار اولیه ی فولاد زنگ نزن آستنیتی ۲۹٦L قبل از فرایند تاب کاری نشان داده شده است. در اینجا، مقادیر $\langle V_v \rangle e v > P$ به کمک رابطه های (۲) و (۳) محاسبه شده اند. قطر متوسط معادل دانه ها با فرض کروی بودن آن ها از رابطه ی معادل دانه ها با فرض کروی بودن آن ها از رابطه ی معادل دانه ها با فرض کروی معادل مطابق روش تقاطع از رابطه ی $\overline{D}_v = (\frac{6}{\pi} \langle V_v \rangle)^{1/3}$ محاسبه می شود. به همین روش مقادیر آ $\overline{D}_{int} = \overline{D}_v / 1.68$ همه ی ریز ساختار ها به دست آمد، و نتایج در جدول (۵) نشان داده شده اند.



(۲) شکل ۱ ریزساختار اولیهی فولاد ۲۱٦۲ که بهکمک رابطههای (۲) شکل ۱ ریزساختار اولیه $CV_v = \cdot/29$ و $\langle V_v \rangle = 372 \ \mu m^3$

جدول ۵ مقادیر CV_{v} جدول ۵ مقادیر $\overline{\mathrm{D}}_{\mathrm{int}} = \frac{1}{1.68} \left(\frac{6}{\pi} \langle \mathrm{V}_{\mathrm{v}} \rangle \right)^{1/3}$ که به کمک
رابطههای (۲) و (۳) برای فولادهای مختلف محاسبه شدهاند

۲۲۱	۳۱٦L	٣٠٤Η	شرايط تابكارى	
٨	٦/٣	٧	$\overline{D}_{int}(\mu m)$	قبل از
•/٣٢	•/£٩	٠/٣٥	CV_v	تابكارى
٤٥	٤٢/٨	21/1	$\overline{D}_{int}(\mu m)$	٥ دقيقه بعد
•/07	•/27	1/1	CV_v	از تابکاری
٧٢	٥٨	٤٣/٤	$\overline{D}_{int}(\mu m)$	۱۰ دقيقه بعد
•/٧٢	•/07	١/٩	CV_v	از تابکاری
۲۸	٧.	00	$\overline{D}_{int}(\mu m)$	۱۵ دقيقه بعد
•/22	•/£V	۱/۷	CV_v	از تابکاری

همانگونه که مشاهده می شود، ضریب انحراف حجمی در نمونه های ۲۱۹۲ و ۳۲۱ کمتر از یک (حدود ۸/۰ – ۲۰) و در نمونه های ۳۰٤۲ بزرگتر از یک است، و این به معنای پراکندگی زیاد در اندازهی دانه ها در این فولاد است.

نتایج بررسی توزیع حجمی نمونه ها که بهروش مقطعزنی متوالی بهدست آمده است، در شکل (۲) مشاهده می شود. تابع های توزیع در این نمودارها نیز رسم شده اند. عوامل این تابع ها از روش حداقل مجموع مربعات (Least square method) بهدست آمده اند.

در شکل (۲) نیز دیده می شود که توزیع حجمی دانه ها بر تابع توزیع نرمال لگاریتمی و تابع گاما نسبتا منطبق است، و بنابراین می تواند به وسیلهی هر دو تابع توصیف شود. در این صورت، اگر توزیع حجم بر حسب حجم نرماله شده ($\langle V_N \rangle / V_N = V_N$) رسم شود، عوامل تابع توزیع گاما برابر خواهند بود با: ۲-۲ ه و ٤/۰-۰۱۰ ه و عوامل تابع توزیع نرمال لگاریتمی نیز برابر با ۷/۰-٤/۰ ه و (۲۵/۰-)-در (۷۸) ه در (۲۵) مدر (1 = $\langle v_N \rangle$ ، ۸/۰-) در (۲۷).

برنامهی روش سه بعدی مونتکارلو بـرای رشـد



شکل ۲ نتایج بررسی توزیع حجمی نمونهها بهروش مقطعزنی متوالی (نمودار میلهای) و مقایسهی آنها با تابعهای توزیع در سه فولاد مورد آزمایش؛ (الف): ۳۰٤H، (ب): ۲۳۱۳، و (پ): ۳۲۱. W: تابع ویبُل، B: تابع گاما، و L: تابع نرمال لگاریتمی

دانه نیز نوشته شد. در این برنامه، یک شبکهی ۲۰۰×۲۰۰×۲۰۰ پیکسلی (هر پیکسل برابر با پنج میکرومتر) با ۷۰۰۰=Q (تعداد جهتگیری تصادفی در شبکه) در نظر گرفته شد. همسایه های درجه اول انتخاب شدند (۲٦ همسایه)، و برنامه تا حالت مونتکارلوی (MCS) برابر با ۱۵۰۰ (هر حالت به اندازهی ۲۰۰۳ انتخاب نقطه) ادامه یافت. هر مرحله سه اندازهی ۲۰۰۳ انتخاب نقطه) ادامه یافت. هر مرحله سه رو تکرار شد تا اینکه خطای آماری کاهش یابد. برنامه در محیط نرمافزار متلب (MATLAB) به شکل کد در محیط نرمافزار متلب (MATLAB) به شکل کد موازی نوشته شد و با استفاده از رایانه ی مناسب در مرکز محاسبات پیشرفته ی دانشگاه صنعتی اصفهان اجرا شد. ریزساختار به دست آمده بعد از اجرای ۸۰۰ حالت

ضریب انحراف حجمی در روش مونت کارلو بعد از اجرای ۲۰۰ حالت، به سمت مقدار متوسط ۰/۵۲ میل میکند. در شکل (٤- الف و ب)، توزیع حجمی دانه های حاصل از روش مونت کارلو و مدل ابراز – لوک با تابع های توزیع مقایسه شده اند.



10

دانه بەشكل زىر ارائە شدە است [20,21]: $D^n = D_0^n + kt, \quad n \in (1-6)$ (V)که در آن، n ثابت ماده و k عامل وابسته بـه دمـا میباشد. شکل ٥ کاربرد رابطهی فوق را برای سه فولاد مورد مطالعه نشان میدهد. برای هر فولاد و با فرض حاكم بودن توزيع نرمال لگاريتمي، انحراف معيار لگاریتم حجم (A = ov) از مقادیر جدول (۵) و رابطه-های جدول (۲) بهدست آمدهاند. اگر حجم دارای توزيع نرمال لگاريتمي باشد، قطر معادل نيز توزيع نرمال لگاریتمی دارد، امّا انحراف معیار لگاریتم قطر معادل برابر با $\sigma_V = \frac{1}{3}$ خواهد بود [22]. در این صورت، لگاریتم قطر معادل در روش تقاطع بـههمـراه انحـراف معيار برابر است با: $\ln(\overline{D}_{int}) \pm \frac{1}{3}\sigma_{V} = \ln(\overline{D}_{int} \times exp(\pm \frac{1}{3}\sigma_{V}))$ (A) $\approx \ln(\overline{D}_{int}(1 \pm \frac{1}{3}\sigma_V))$

این معادله پس از اعمال تقریب $x + 1 \approx e^x$ به-ازای مقادیر کوچک X بهدست آمده است. بنابراین، $\frac{1}{3}\sigma_V$ انحراف معیار قطر معادل \overline{D}_{int} میباشد که در عبارت خطا در شکل (۵) وارد شده است. بهمنظ ور مقایسه، مقادیر اندازه دانهی پیشبینی شده با استفاده از روش مونتکارلو و مدل ابراز – لوک در شکل (۵) آورده شدهاند.



شکل ۵ رشد دانه حین تابکاری برای سه فولاد و مقایسهی آن با روش مونتکارلو و مدل ابراز–لوک



شکل ۳ ریزساختار شبیهسازی شده بهوسیلهی روش مونتکارلو بعد از اجرای ۸۰۰ حالت (D_{int} ۸۰ ≈ ∧∞ pM)



شکل ٤ نتایج توزیع حجمی دانهها در دو روش شبیهسازی مونتکارلو (الف)، و مدل ابراز-لوک (ب) و مقایسهی آنها با تابعهای توزیع

مقدار CV_N در مدل ابراز – لوک برابر با ۲۹/۰ تخمین زده شد که در مقایسه با مقدار تجربی آن در نمونههای ۳۱٦L و ۳۱٦، از حد بالایی بزرگتر است. بنابراین، تخمین درستی از توزیع اندازه دانه بهدست نحواهد آمد. افزون بر این، در شکل (٤) دیده می شود که روش مونتکارلو بر توزیع گاما و مدل ابراز – لوک بر توزیع نرمال لگاریتمی منطبق است.

نکتهی دیگری را که می توان در مورد مـدلهـای فوق بررسی کرد، کینتیک رشد دانه است. رابطهی رشد

همان گونه که مشاهده می شود، رفتار رشد دانه در هر سه فولاد از رابطهی (۷) پیروی می کند. تلّرانس اندازه دانه در مورد فولاد ۳۰٤H به دلیل ۱ < ۲۷۰، زیاد است. افزون بر این، هر دو روش مونت کارلو و مدل ابراز-لوک اندازه دانهی بزرگتری را در این فولاد حین تاب کاری پیشبینی می کنند. برای یافتن دلیل این رفتار، نمونهی اولیه از این فولاد مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار اولیهی این فولاد در شکل (۲) مشاهده می شود. حضور کاربیدهای کرم در مرزدانهها کاملاً مشخص است.



شکل ٦ ریزساختار اولیهی فولاد ۳۰٤H بعد از حکّاکی در اسید اگزالیک. کاربیدهای کرُم بر روی مرز دانهها حضور دارند

این کاربیدها در دمای تابکاری (۵°۱۲۰۰) به-سرعت حل می شوند، امّا جدایش کرم تحرکپذیری مرز را با سازوکار پس زدن عنصر محلول Solute) (معلی کاهش می دهد. از آنجا که انرژی جدایش و ضریب نفوذ کرم در این فولاد بسیار کم می باشند (بهتر تیب املا/ ۱ و sold دسیار کم می اشند (به مگن سازی در آن کند بوده و جدایش تا مدت زمان زیادی وجود دارد.

تغییر غلظت کرُم در راستای عمود بر مرز دانه را میتوان بهصورت زیر تخمین زد [24]:

$$C_x = C_i + (C_{Bulk} - C_i) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$
 (4)

در این رابطه، C_i و C_{Bulk} بهترتیب غلظتهای

کرُم در فصل مشترک کاربید/ زمینه (قبل از انحلال کاربید) و در میان دانه هستند. ایـن معادلـه، بـا فـرض این که جامد نیمه بی نهایت است، غلظت کروم (C_x) را در فاصلهی x از فصل مشترک بهدست میدهد. با بررسی ترکیب شیمیایی با استفاده از روش طيفسنجي توزيع انرژي (EDS) در ميکروسکې الکترونے روبشے مقادیر ۹٪ ≈ C_{Bulk} = /۱۸، C_i و به ازای $\mathbf{x} = \mathbf{T} \cdot \mathbf{r}$ به ازای $\mathbf{C}_{\mathbf{x}} = X$ بر این، غلظت کرم در ذرات کاربید M₂₃C₆برابر با ۸۰~۷۵ درصد وزنی (۸۰ درصد بهطور میانگین) است [25,26]، و ضـخامت لايـهي كاربيـد تقريبـاً ۲۰۰ nm مى باشد (شكل (٧- الف)). البت حون قطر يرتوى الکترونے در حدود nm ۰۰۰ بود، تعیین ترکیب شیمیایی در مجاورت کاربید دقّت زیادی ندارد، امّا الگوی کلی با نمودار غلظت مربوط به معادلهی (۹) یکی است.



با جایگذاری غلظتهای فوق در معادلهی (۹)، نمودار غلظت کرم در نمونه قبل از عملیات تابکاری بهدست میآید (مربوط به زمان صفر در شکل (۸))، و این شرایط اولیه را برای حل عددی مسئله مشخص میکند. از معادلهی دوم نفوذ فیک و روش حل اختلاف محدود برای یافتن نمودارهای غلظت کرم در زمانهای مختلف تابکاری در دمای ۲[°] ۲۰۰۰ استفاده شد (شکل (۸)، 0<t). دو شرط مرزی برای حل عددی مسئله لازم است. یک شرط از این فرض بهدست آمد، و برای شرط دوم، با توجه به شکل (۷-الف)، فرض شد که غلظت کرم در فاصلهی ۱۰۰۰ نانومتری برابر با غلظت کرم درون زمینه باشد. بهاین انتیب، معادلهی زیر برای غلظت کرم بهوسیلهی روش اختلاف محدود حل شد:

$$\begin{split} &\frac{\partial C}{\partial t} = D_{Cr} \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \ D_{Cr}(1200\,^\circ C) \approx 0.1 \ nm^2/s \\ &C(x \leq 100, t=0) = 0.8 \\ &C(x > 100, t=0) = 0.09 \big(1 + erf\big((x - 100) / 480\big)\big) \\ &\frac{\partial C}{\partial x}\Big|_{(x=0,t)} = 0 \ , \ C(1000, t) = 0.18 \end{split}$$

 $(\mathbf{1},\mathbf{1})$

در شکل (۷- ب)، نتیجهی این روش با نتایج تجربی حاصل از بررسی طیف سنجی توزیع انرژی برای نمونه ای که ۵ دقیقه تابکاری شده است، مقایسه شده است. با این تقریبزنی، غلظت کرم در مرزدانه شده است. با این تقریبزنی، غلظت کرم در مرزدانه دست. این این در زمان های مختلف تابکاری به-دست آمد، و نتیجه با دقّت خوبی با معادله ی زیر تطابق داشت:

$$C_{t} = C_{Bulk} + (C_{Carbide} - C_{Bulk}) \exp(-kt)$$
(11)

که در آن، C_{Carbide} غلظت کرم در کاربید M₂₃C₆ میباشد که برابر با ۸۰ درصد فرض شده است [26]. این رابطه مشابه با معادلهی همگنسازی فوریه است [27]. مقدارk با رسم نمودار تغییرات

تاب کاری t، برابر با ¹-۵ ه۰۰/۰۰ به دست آمد. با فرض عدم تأثیر عناصر محلول بر روی یکدیگر، نشان داده شده است که اگر غلظت عنصر محلول در مرز دانه به اندازهی ΔΔ بیش از زمینه باشد، محلول در مرز دانه به اندازهی ΔΔ کاهش می دهـد. ΔΔ از تحرک مرز را به اندازهی ΔΔ کاهش می دهـد. ΔΔ از معادلهی خطی زیر به دست می آید [28]: $\frac{\Delta M}{\Delta C} = -\Gamma$ (۱۲) در این رابطه، Γ ثابت وابسته به اندازهی دانه و انــرژی جــدایش اســت، و $_{\infty}M - M = M_{0}$ و $\Delta C = C_{t} - C_{Bulk}$ مرز با زمان تاب کاری را می توان با استفاده از رابطههای مرز با زمان تاب کاری را می توان با استفاده از رابطههای (۱۱) و (۱۱) به صورت زیر نوشت:

بر حسب زمان $-\ln[(C_t - C_{bulk})/(C_{carbide} - C_{bulk})]$

 $M_{t} = M_{\infty}(1 - p.\exp(-kt))$ (17)

 $p = (C_{Carbide} - C_{Bulk})\Gamma/M_{\infty}$ و $p = (C_{Carbide} - C_{Bulk})\Gamma/M_{\infty}$ مرز دانه بدون تأثیر جدایش است. M_{∞} ه. معادل می معادل می (۵)، برابر با $m^4/J.s$ به کمک معادل می (۵)، برابر با $m^4/J.s$ به دست آمد.



شکل ۸ نمودار تغییرات غلظت کرُم در فولاد ۳۰٤H در زمانهای مختلف تابکاری که از حل عددی معادلهی نفوذ فیک بهروش اختلاف محدود بهدست آمده است.

با در نظر گرفتن نمودار شکل (۸)، می توان فرض کرد که جدایش کرُم در زمینه پس از ۱۵ دقیقه آنچنان کم شود که در نتیجهی آن تحرک مرز دانه به هM۹۹۸۰ برسد. با این فرض، مقدار p برابر با ۹/۹

۲- نتایج توزیع حجمی دانه ها در روش مقطعزنی
 متوالی با در نظر گرفتن حجم نرماله شده بر تابع

توزیع نرمال لگاریتمی بـا مقـادیر A = ۰/٤~۰/۷ و

B = (-۰/۰۸)~(-۰/۲٤٥)، و نیز بـر تـابع گامـا بـا

مقادیر ۲~۲ = $a = 10^{-1} - 10^{-1}$ منطبق است.

۳- توزیع حجمی در روش مونتکارلو بر توزیع گاما

با CV_N ~ ۰/۵۲، و در مدل ابراز – لوک بر توزیع

نرمال لگاریتمی با CV_N ~ ۰/۹٦ منطبق است.

بنابراین، روش اخیر تخمین درستی از توزیع اندازه

٤- با تخمين غلظت كـرُم در فصـل مشـترك زمينـه و

کاربید کرُم در زمان های مختلف تاب کاری در

فولاد ۳۰٤H از نوع حساس شده، یک رابطهی

٥- با تخمين ضريب انحراف حجمى (CV_v) بهروش

جنسن و گاندرسن با استفاده از یک مقطع متالوگرافی و فرض برقراری توزیع نرمال لگاریتمی و یافتن انحراف معیار حجمی (($\sigma_v = \sqrt{\ln(1+CV_v^2)})$)، انحراف معیار قطر معادل

در روش تقاطع را م<u></u>توان از رابطه ی ¹مح

زمانی برای تحرک مرز دانه بهدست آمد.

دانه به دست نمی دهد.

بەدست آورد.

بهدست می آید. در شکل (۹)، نتایج کاربرد این رابطه برای تحرک مرز دانه در مدل ابراز – لوک (به جای M در معادلهی (٤)) به منظور پیش بینی اندازه دانهی میانگین در فولاد ۳۰٤H مشاهده می شود. با مقایسهی این نتایج با نتایج در شکل (٥)، دیده می شود که تطابق بین این دو سری نتایج تجربی بسیار بهتر شده است.



شکل ۹ مقایسهی رشد دانه حین فرایند تابکاری در فولاد ۳۰٤H با نتایج بهدست آمده از مدل ابراز – لوک، با کاربرد معادلهی (۱۳) برای تحرک مرز دانه

مراجع

- Kuck, D., Niewielski, G., and Cwajna, J., "Influence of Deformation Parameters and Initial Grain Size on the Microstructure of Austenitic Steels after Hot-Working Processes", *Mat. Characterization*, 56, pp. 318–324, (2006).
- El Wahabi, M., Gavard, L., Montheillet, F., Cabrera, J. M., and Prado, J. M., "Effect of Initial Grain Size on Dynamic Recrystallization in High Purity Austenitic Stainless Steels", *Acta Materialia*, 53, pp. 4605–4612, (2005).
- Yin, F., Sakurai, A., and Song, X., "Determination of Spatial Grain Size with the Area-Weighted Grain Area Distribution of the Planar Sections in Polycrystalline Materials", *Metall. Mater. Trans. A*, 37, p. 3707, (2006).
- Rhines, F.N., Craig, K.R., and Rousse, D.A., "Measurement of Average Grain Volume and Certain Topological Parameters by Serial Section Analysis", *Metall. Trans. A*, 7, pp. 1729–1734, (1976).

19

- 5. Yu, H., Liu, G., and Song, X., "On the Relation between the Number-Weighted and Volume-Weighted Grain Volume Distribution Parameters", *Metall. Mater. Trans. A*, 29, p. 3081, (1998).
- Wang, C., and Liu, G., "Grain Size Distribution Obtained from Monte Carlo Simulation and the Analytical Mean Field Model", *ISIJ Int.*, 43, pp. 774–776, (2003).
- Sun, Y., Liu, G., and Wang, C., "On the Grain Size Distributions Obtained from Different Grain Growth Simulation Techniques", J. Mat. Sci., 39, pp. 2553–2556, (2004).
- Gusak, A. M., and Tu, K. N., "Theory of Normal Grain Growth in Normalized Size Space", *Acta Materialia*, 51, pp. 3895–3904, (2003).
- 9. Liu, G., and Yu, H., "On the Sampling of Serial Sectioning Technique for Three Dimensional Space-Filling Grain Structures", *Image Anal Stereol*, 19, pp. 81–84, (2000).
- Kurzydtowski, K.J., and Bucki, J.J., "A Method for Grain Size and Grain Size Uniformity Estimation- Application to Polycrystalline", *Scripta Metall*, 27, pp. 117–120, (1992).
- Matsuura, K., Itoh, Y., Kudoh, M., Ohmi, T., and Ishii, K., 'Three-Dimensional Grain Size Distribution in SUS304 Stainless Steel", *ISIJ Int.*, 34, pp. 186–190, (1994).
- 12. Abbruzzese, G., and Lucke, K., Acta. Metall., 34, p. 905, (1986).
- Schino, A. D., and Kenny, J. M., "Modeling Primary Recrystallization and Grain Growth in a Low Nickel Austenitic Stainless Steel", J. Mat. Sci., 36, pp. 593–601, (2001).
- Schino, A. D., Kenny, J. M., and Abbruzzese, G., "Analysis of the Recrystallization and Grain Growth Processes in AISI 316L Stainless Steel", J. Mat. Sci., 37, pp. 5291–98, (2002).
- Schramm, R. E., and Reed, R.P., "Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels", *Metall. Trans. A*, 6, pp. 1345–1351, (1975).
- Robert, A. V., "Grain Boundary Diffusion and Free Energy During the Recrystallization of type 316L Stainless Steel", *Mater. Sci. and Eng.*, 66, pp. 97–105, (1984).
- Daruvala, H. S., and Bube, K. R., "Tracer Diffusion of Chromium in 321 Stainless Steel", J. Nuclear Materials, 87, pp. 211–213, (1979).
- Tamura, I., Sekine, H., Tanaka, T., and Ouchi, C., "*Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels*", Butterworths-Heinemann, London, (1988).
- Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M. R., and Hodgson, P. D., "Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel during and after Hot Deformation", *Mater. Sci. Eng. A*, 485, p. 664, (2008).
- Wejrzanowski, T., Batorski, K., and Kurzydyowski, K. J., "Grain Growth Modelling: 3D and 2D Correlation", *Mat. Characterization*, 56, pp. 336–339, (2006).
- 21. Matsuura, K., and Itoh, A. Y., "Analysis of the Effect of Grain Size Distribution on Grain Growth by Computer Simulation", *ISIJ Int.*, 31, pp. 366–371, (1991).

- 22. Thorvaldsen, A., "The Intercept Method-1. Evaluation of Grain Shape", *Acta Mater.*, 45, pp. 587–594, (1997).
- 23. Stewart, G. R., and Jonas, J. J., "Static and Dynamic Strain Aging at High Temperatures in 304 Stainless Steel", *ISIJ Int.*, 44, pp. 1263–1272, (2004).
- 24. Tekin, A., Martin, J. W., and Senior, B. A., "Grain Boundary Sensitization and Desensitization during the Aging of 316L(N) Austenitic Stainless Steels", *J. Mat. Sci.*, 26, pp. 2458–2466, (1991).
- 25. Sourmail, T., Too, C. H., and Bhadeshia, H. K. D. H., "Sensitisation and Evolution of Chromiumdepleted Zones in Fe-Cr-Ni-C Systems", *ISIJ Int.*, 43, pp. 1814–1820, (2003).
- 26. Too, C. H., "Sensitization of Austenitic Stainless Steels", PhD Thesis, University of Cambridge, Department of Material Science and Metallurgy, Pembroke Street, Cambridge CB2 3QZ, August (2002).
- 27. Porter, D. A., and Easterling, K. E., "Phase Transformations in Metals and Alloys", 2nd ed., CRC Press, New York, (1992).
- Dillon, S. J., Behera, S. K., and Harmer, M. P., "An Experimentally Quantifiable Solute Drag Factor", *Acta Materialia*, 56, pp. 1374–1379, (2008).