

УДК 621.771

Жбанков Я. Г.

## МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССАХ ГОРЯЧЕГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Основное влияние на структуру металла, безусловно, оказывают химический состав и термическая обработка, однако и пластическая деформация имеет большое значение, что подтверждается многочисленными исследованиями [1–8]. Посредством пластической деформации при определенных условиях можно существенно влиять на размер зерна металла, на распределение карбидов и других включений в структуре металла, на наличие или отсутствие пор в металле.

При изготовлении крупногабаритных изделий ковкой из слитков технологический процесс необходимо организовывать таким образом, чтобы деформационный и температурный режим максимально способствовали получению качественного изделия, т. е. получению необходимой структуры металла. Вследствие чего большое влияние приобретает возможность моделирования преобразований в микроструктуре металла. Информации по математическому расчету преобразований в металле в отечественной литературе практически нет, поэтому важным является обзор зарубежных исследований в данной области.

Целью данной работы является обзор современных подходов для моделирования изменения структуры металла и выработка алгоритма их применения для расчетов процессовковки и штамповки.

Значительный прогресс в данном направлении совершили западные и китайские ученые. Для описания изменений микроструктуры металла во время горячей обработки давлением используется ряд зависимостей, описывающих изменение микроструктуры во время статической рекристаллизации, метадинамической и динамической, а также зависимости для описания роста зерна без рекристаллизации.

Для никелевого сплава 718 в работе [9] на основе проведенных экспериментальных исследований и обработки литературных данных, взятых из работ [10–16], определены константы материалов и приведены зависимости, позволяющие описывать изменение размера зерна:

$$\varepsilon_p = 0,4659 * 10^{-2} \varepsilon^{0,1238} \exp \frac{49520}{RT} .$$

Метадинамическая рекристаллизация:

$$X_{mrx} = 1 - \exp -0,693 \frac{t}{t_{0,5}} ; t_{0,5} = 5,043 * 10^{-9} \varepsilon^{-1,42} \varepsilon^{-0,408} \exp \frac{196000}{RT} ;$$

$$d_{mrx} = 4,85 * 10^{10} \varepsilon^{-0,41} \varepsilon^{-0,028} \exp \frac{240000}{RT} .$$

Статическая рекристаллизация:

$$X_{srx} = \exp -0,693 \frac{t}{t_{0,5}} ; t_{0,5} = 3,16 \varepsilon^{-0,75} \exp \frac{74826}{RT} ;$$

$$d_{srx} = 6,78 * 10^2 \exp \frac{-31716}{RT} .$$

Рост зерна:

$$d_{gg} = d_0^m + 9,44 * 10^{19} t \exp \frac{-467114,7}{RT} .$$

В работе [17] китайских ученых Fei Chen, Zhenshan и др. описаны экспериментальные и теоретические исследования изменения микроструктуры специальной роторной стали 30Cr2Ni4MoV в процессе горячей пластической деформации и последующей выдержки при высокой температуре. Установлено, что режим деформирования оказывает существенное влияние на микроструктуру деформированной заготовки. Кроме того существенное влияние оказывается и на механические свойства металла в процессе деформирования.

В данной работе авторы предложили для моделирования микроструктуры стали 30Cr2Ni4MoV следующую математическую модель. Для определения объема металла, прошедшего метадинамическую рекристаллизацию:

$$X_{mdrx} = 1 - \exp -0,693 \frac{t}{t_{0,5}}^n ; t_{0,5} = A_{mdrx} \varepsilon^r \exp \frac{Q_{mdrx}}{RT} ,$$

где  $A_{mdrx}$ ,  $r$  – константы материала;

$R$  – газовая постоянная;

$T$  – температура металла;

$Q_{mdrx}$  – энергия активации метадинамической рекристаллизации.

Для определения параметра  $n$  необходимо решить уравнение:

$$\ln \ln \frac{1}{1-X_{mdrx}} = \ln(0,693) + n \ln(t) - n \ln(t_{0,5}); r = \frac{d \ln(t_{0,5})}{d \ln(\varepsilon)} = 0,44;$$

$$Q_{mdrx} = R \frac{d \ln(t_{0,5})}{d 1/T} = 217,8 \text{ кДж/моль.}$$

Произведя некоторые вычисления, авторы предлагают следующие формулы для расчета размеров зерна металла:

$$X_{mdrx} = 1 - \exp -0,693 \frac{t}{t_{0,5}}^{0,31} ; t_{0,5} = 1,27 * 10^{-9} \varepsilon^{-0,44} \exp \frac{217800}{RT} .$$

Размер зерна после метадинамической рекристаллизации может быть найден как:

$$d_{mdrx} = C d_0^h Z^m ; Z = \varepsilon \exp \frac{Q_{mdrx}}{RT} ,$$

где  $C$ ,  $h$ ,  $m$  – параметры, которые зависят от вида материала:

$$m = -0,22;$$

$$h = 0 \text{ и } C = 4059 \text{ при } d_0 \geq 225,4 \text{ мкм};$$

$$h = 1,77 \text{ и } C = 0,28 \text{ при } d_0 < 225,4 \text{ мкм};$$

$$d_{mdrx} = 4059 Z^{-0,22} \text{ при } d_0 \geq 225,4 \text{ мкм};$$

$$d_{mdrx} = 0,28 d_0^{1,77} Z^{-0,22} \text{ при } d_0 < 225,4 \text{ мкм.}$$

Авторы провели экспериментальную проверку предлагаемой модели, которая показала хорошие результаты по совпадению размеров зерна натурального образца, деформированного при высокой температуре, и размеров зерна по математической модели (рис. 1).

Недостатком предложенной модели является то, что она не учитывает динамическую и статическую рекристаллизацию, кроме того, она не учитывает рост зерна в процессе выдержки металла после рекристаллизации, что происходит в процессахковки.

В работе [18] польские ученые J. Sinczak, J. Majta и другие исследовали изменения микроструктуры стали с содержанием 0,4 % C и 1,3 % Mn в процессековки крупных поковок. В своей работе они отметили важность разработки технологического процессаковки таким образом, чтобыковка, которая получится в результате, имела высокие механические свойства. Для этого они предлагают математическое моделирование структуры металла с целью разработки рационального технологического режима и приводят полуэмпирические формулы для расчетов размеров зерна стали в процессе горячей деформирования.

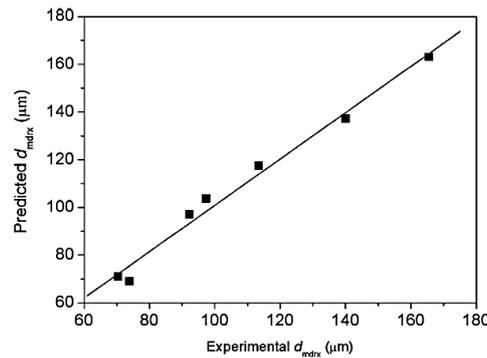


Рис. 1. Сопоставление экспериментальных и теоретических данных по размеру зерна после метадинамической рекристаллизации

Время, за которое протекает 50 % рекристаллизации:

$$t_{0,5} = 10^{-9} \varepsilon^{-1,91} \varepsilon^{-0,53} d_0^2 \exp \frac{158000}{RT} .$$

Размер зерна после статической рекристаллизации:

$$d_{srx} = 343 d_0^{0,5} \varepsilon^{-0,5} \exp \frac{-45000}{RT} ,$$

где  $d_0$  – исходный размер зерна, мкм.

Рост зерна во время паузы:

$$d t = d_{srx} + 1,5 * 10^{27} t - 4,32 t_{0,5} \exp \frac{-400000}{RT} .$$

Размер зерна после динамической рекристаллизации:

$$d_{drx} = 1,6 * 10^4 Z^{-0,23} .$$

Объем динамически рекристаллизованной фракции металла:

$$X_{drx} = 1 - \exp -0,693 \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} ; \varepsilon_{0,5} = 1,44 * 10^{-3} \varepsilon^{-0,05} D_{drx}^{0,25} \exp \frac{6420}{RT} .$$

Рост зерна во время паузы после динамической рекристаллизации:

$$d t = d_{drx} + 8,2 * 10^{25} t - 2,65 t_{0,5} \exp \frac{-400000}{RT} ; t_{0,5} = 1,1 Z^{-0,8} \exp \frac{230000}{RT} .$$

Размер зерна после метадинамической рекристаллизации:

$$d_{mdrx} = 2,6 * 10^4 Z^{-0,23} .$$

В работе [19] корейскими учеными Н. S. Jeong, J. R. Cho и Н. С. Park проведено исследование влияния горячего пластического деформирования на структуру специального сплава Nimonic 80A, который используется для аэрокосмической, морской и энергетической отрасли промышленности. В своей работе они провели математическое моделирование с экспериментальным подтверждением влияния таких параметров процесса горячего деформирования как степень деформации и скорость деформации на структуру металла. Они предложили следующую математическую модель для описания зависимости изменения микроструктуры данного сплава в процессе динамической рекристаллизации:

$$X_{dyn} = 1 - \exp -0,693 \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}^2 ; \varepsilon_{0,5} = 1,0 * e^{-4} \varepsilon^{0,1} D_0^{0,3} \exp \frac{Q}{RT}^{0,2} ;$$

$$d_{dyn} = 1,2 * e^{7\varepsilon - 0,08} \exp \frac{Q}{RT}^{-0,36},$$

где  $Q = 426$  кДж/моль;  $R$  – газовая постоянная.

Рост зерна во время паузы вычисляется следующим образом:

$$d^2 = d_0^2 + 1,4 * 10^{17} * t * \exp \frac{-Q}{RT},$$

$d_0$  – исходный размер зерна.

Проведенные экспериментальные исследования показали хорошую сходимость теоретических решений, отклонение находится в пределах 10 %.

Данная математическая модель подходит в большей степени для процессов горячей объемной штамповки относительно мелких изделий, т. к. не учитывает статическую рекристаллизацию, протекающую в крупных поковках.

В работе [20] южнокорейских ученых Yong-Soon Jang и Dae-Cheol Ko приведена методика моделирования микроструктуры среднеуглеродистой стали AISI1030. Данная методика была применена к моделированию процесса осадки цилиндрической заготовки. Проведено сопоставление результатов теоретических и экспериментальных исследований, которое показало их полную сходимость.

Предложенная математическая модель учитывает динамическую рекристаллизацию, которая начинается сразу при достижении в процессе деформирования интенсивности напряжений – предела текучести металла. Также модель учитывает статическую рекристаллизацию и рост зерна после завершения рекристаллизации.

Динамическая рекристаллизация учитывается следующими зависимостями:

$$\varepsilon_c = 4,76 * 10^{-4} \exp \frac{8000}{T}; d_{dyn} = 22600Z^{-0,27};$$

$$X_{dyn} = 1 - \exp -\ln 2 \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}^2; \varepsilon_{0,5} = 1,144 * 10^{-5} \varepsilon^{0,05} d_0^{0,28} \exp \frac{6420}{T};$$

$$Z = \varepsilon \exp \frac{Q}{RT}.$$

Статическая рекристаллизация учитывается следующими зависимостями:

$$X_{st} = 1 - \exp -0,693 \frac{t}{t_{0,5}}^2; t_{0,5} = 2,2 * 10^{-12} * S_v^{-0,5} \varepsilon^{-0,2} \exp \frac{30000}{T};$$

$$S_v = \frac{24}{\pi d_0} (0,419e^\varepsilon + 0,155e^{-\varepsilon} + 0,1433e^{-3\varepsilon}); d_{st} = \frac{5}{S_v \varepsilon^{0,6}}.$$

Рост зерна, прошедшего динамическую рекристаллизацию:

$$d = d_{dyn} + 1,1y d_{pd} - d_{dyn}; d_{pd} = 5380 \exp \frac{-6480}{T};$$

$$y = 1 - \exp -295 \varepsilon^{0,1} \exp \frac{-8000t}{T}.$$

Для зерна, прошедшего статическую рекристаллизацию:

$$d^2 = d_{st}^2 + 1,44 * 10^{12} * t * \exp -\frac{Q}{RT}.$$

Кроме предложенной методики авторы работы предлагают блок схему для расчетов изменения размеров зерна в процессе моделирования (рис. 2).

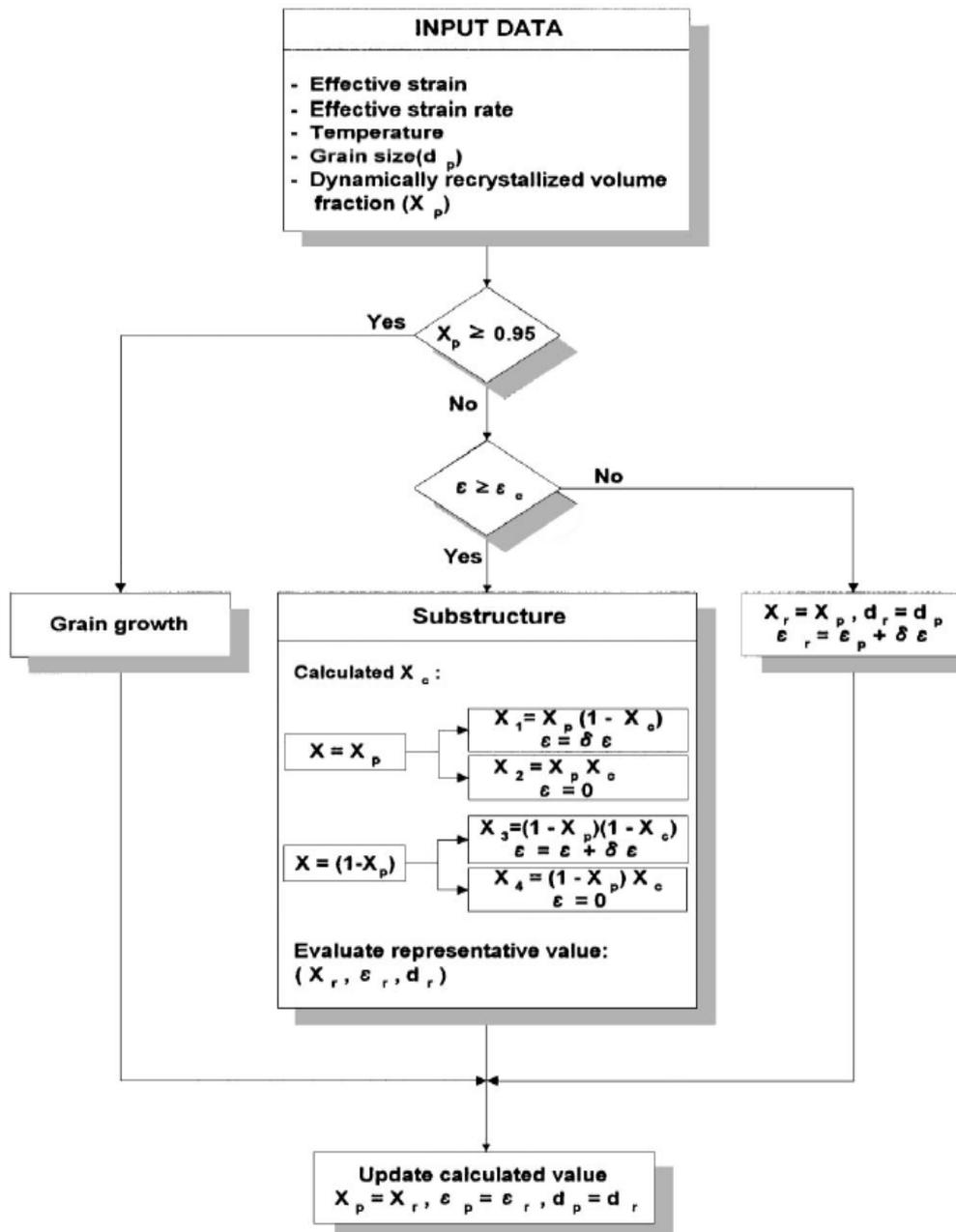


Рис. 2. Блок-схема расчета изменения микроструктуры металла

В работе [21] южнокорейские ученые Young-Song Na, Jong-Tack Yeom и др. провели моделирование изменения микроструктуры сплава Alloy 718 в процессе горячего пластического деформирования. Для моделирования они использовали следующие формулы.

Определение критической деформации, при которой начинается рекристаллизация:

$$\epsilon_c = 8,87 * 10^{-4} d_0^{0,2} Z^{0,099} \text{ при } \epsilon \geq 0,01 \text{ с}^{-1};$$

$$\epsilon_c = 9,57 * 10^{-6} d_0^{0,196} Z^{0,167} \text{ при } \epsilon < 0,01 \text{ с}^{-1}.$$

Метадинамическая рекристаллизация:

$$X_{mdyn} = 1 - \exp -\ln 2 \frac{t}{t_{0,5}}^1 ; t_{0,5} = 1,7 * 10^{-5} \epsilon^{-0,08} d_0^{0,5} \epsilon^{-2} \exp \frac{12000}{T} ;$$

$$d_{mdyn} = 8,28 d_0^{0,29} \epsilon^{-0,14} Z^{-0,03}.$$

Динамическая рекристаллизация:

$$X_{dyn} = 1 - \exp \left[ -\ln 2 \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{1,68} \right]; T \leq 1038 \text{ }^\circ\text{C}; \varepsilon_{0,5} = 0,037 d_0^{0,2} Z^{0,058};$$

$$X_{dyn} = 1 - \exp \left[ -\ln 2 \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{1,9} \right]; T > 1038 \text{ }^\circ\text{C}; \varepsilon_{0,5} = 0,029 d_0^{0,2} Z^{0,058};$$

$$d_{dyn} = 1,301 * 10^3 Z^{-0,124}.$$

Рост зерна:

$$d^3 - d_0^3 = 9,8 * 10^{19} * t * \exp \left( \frac{-437000}{RT} \right).$$

Полученные в результате моделирования данные хорошо согласовались с результатами эксперимента.

В работе [22] китайские исследователи Duan Xing-Wang, Chen Hui-Qin и Kiu Jian-Sheng провели исследование преобразования микроструктуры стали 316LN (0,02 % C, 2 % Mn, 0,7 % Si, 16–18 % Cr, 2–3 % Mo, 0,1–0,16 % N) в процессе горячего деформирования.

В своей работе они предложили следующую методику для моделирования изменения микроструктуры металла.

Динамическая рекристаллизация:

$$X_d = 1 - \exp \left[ -1,778 \left( \frac{\varepsilon - 0,668 \varepsilon_p}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{0,989} \right]; \varepsilon_p = 0,012 \varepsilon^{0,23} d_0^{0,00037} \frac{45501}{RT};$$

$$d_d = 7,23 * 10^7 \varepsilon^{0,00869} \exp \left( \frac{-183092}{RT} \right).$$

Метадинамическая рекристаллизация:

$$X_m = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{0,88} \right]; t_{0,5} = 8,62 * 10^{-15} \varepsilon^{-0,21} d_0^{1,76} \exp \left( \frac{279876}{RT} \right);$$

$$d_m = 5,18 * 10^2 d_0^{0,293} \varepsilon^{-0,0386} \exp \left( \frac{-50669}{RT} \right).$$

Статическая рекристаллизация:

$$X_s = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^{0,75} \right]; t_{0,5} = 2,18 * 10^{-16} \varepsilon^{-1,419} d_0^{0,85} \exp \left( \frac{353253}{RT} \right);$$

$$d_s = 7,7 * 10^3 d_0^{0,4356} \varepsilon^{-0,317} \exp \left( \frac{-85446}{RT} \right);$$

Рост зерна:

$$d_t^{2,55} - d_0^{2,55} = 1,95 * 10^{13} * t * \exp \left( -\frac{307578}{R \cdot T} \right).$$

Экспериментальные исследования в данной работе проводились на цилиндрических образцах диаметром и высотой 50 и 75 мм соответственно. Для моделирования исходный средний размер зерна  $d_0$  принимался равным 213 мкм. Результаты исследований, приведенные на рис. 3–4, показывают хорошую сходимость теории с экспериментом.

В работе [23] приведена модель изменения размера зерна в процессе горячей пластической деформации стали Mn18Cr18N.

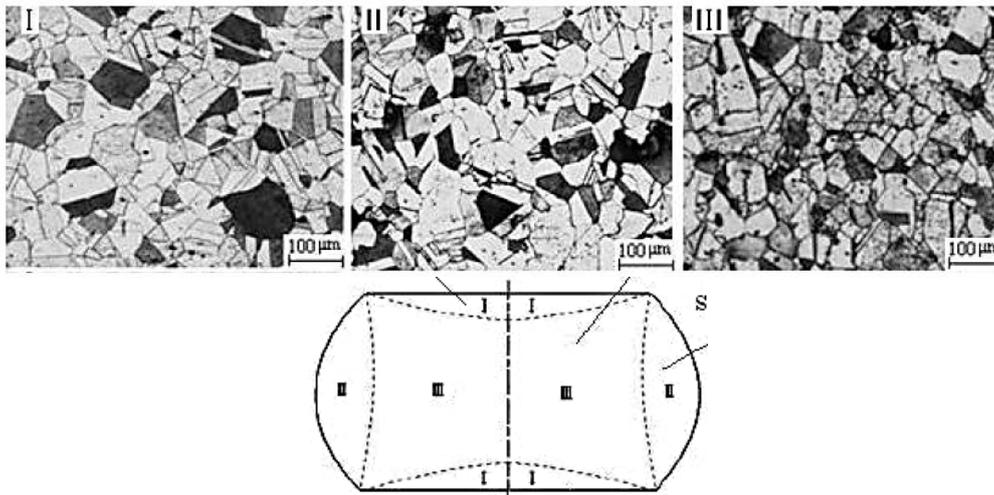


Рис. 3. Экспериментальные исследования микроструктуры металла в процессе осадки

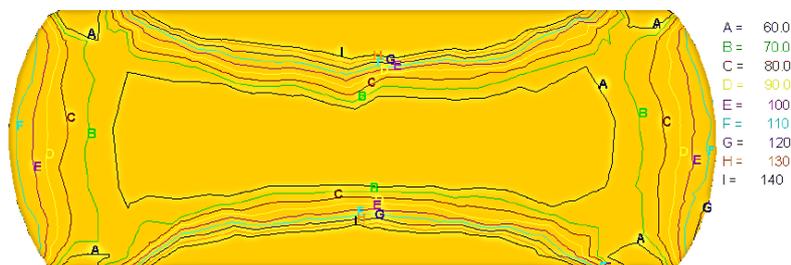


Рис. 4. Моделирование микроструктуры металла в процессе осадки по приведенной выше методике

В процессах горячего деформирования, происходит изменение микроструктуры. Эти изменения, происходящие во время пластического деформирования, называются динамической рекристаллизацией. Изменения, происходящие после пластического деформирования, заключаются в статической рекристаллизации и росте зерен. Динамическая рекристаллизация активно исследуется, так как она существенно влияет на процесс горячего деформирования, а именно на сопротивление стали горячей деформации и деформируемость материала. В работе Wn-wu He и Jian-sheng LIU [24] предложена модель изменения микроструктуры, учитывающая динамическую, статическую и метадинамическую рекристаллизацию, а также рост зерен для стали Mn18Cr18N.

Соотношения, описывающие динамическую рекристаллизацию, следующие.  
 Параметр Zener-Holloman:

$$Z = \varepsilon \cdot \exp \frac{Q}{R \cdot T},$$

где  $Q$  – энергия активации (478,6 кДж/моль);

$R$  – газовая постоянная (8,314 Дж/моль×К);

$T$  – температура деформации, К;

$\varepsilon$  – скорость деформации,  $\text{с}^{-1}$ .

Критическая степень деформации, при достижении которой начинается динамическая рекристаллизация:

$$\varepsilon_c = 3.7 \cdot 10^{-5} \cdot d^{0.071} \cdot Z^{0.2},$$

где  $D$  – исходный размер зерна (350 мкм).

Степень деформации, при которой рекристаллизуется 50 % деформируемого металла:

$$\varepsilon_{0.5} = 2 \cdot 10^{-4} \cdot d^{0.117} \varepsilon^{0.103} \cdot \exp\left(\frac{89748}{R \cdot T}\right).$$

Размер зерна после завершения динамической рекристаллизации:

$$d_{drx} = 1.159 \cdot 10^6 \cdot Z^{-0.277}.$$

Объем динамически рекристаллизовавшегося металла:

$$X_{drx} = 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}^{1.6}\right),$$

где  $\varepsilon$  – интенсивность деформации.

Соотношения, описывающие статическую рекристаллизацию, следующие.

Время протекания половины статической рекристаллизации:

$$t_{05} = 8.47 \cdot 10^{-16} \cdot d^{1.99} \varepsilon^{-3.323} \cdot \exp\left(\frac{249300}{R \cdot T}\right).$$

Часть металла, прошедшая статическую рекристаллизацию (в долях от 1):

$$X_{srx} = 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \frac{t}{t_{0.5}}^{1.702}\right).$$

Размер зерна после завершения статической рекристаллизации:

$$d_{srx} = 2.98 \cdot 10^5 \cdot d^{0.79} \varepsilon^{-1.74} \cdot \exp\left(-\frac{158500}{R \cdot T}\right).$$

Когда рекристаллизация завершается, т. е. объем рекристаллизовавшейся части металла составляет 0,95 и выше, начинается рост зерен, за счет уменьшения площади их границ в единице объема. Функция для определения роста зерна следующая:

$$d_t^{5.9} - d_0^{5.9} = 2.2 \cdot 10^{26} \cdot t \cdot \exp\left(-\frac{486809}{R \cdot T}\right).$$

Порядок расчета. На основе исходных данных в виде степени деформации  $\varepsilon$ , скорости деформации  $\dot{\varepsilon}$  и температуры заготовки  $T$ , производится расчет критической степени деформации  $\varepsilon_c$  и степени деформации, при которой рекристаллизуется 50 % деформируемого металла  $\varepsilon_{0.5}$ . Если интенсивность деформаций достигает критического значения ( $\varepsilon_c$ ), тогда в металле произойдет динамическая рекристаллизация. Производится расчет степени рекристаллизации  $X_{drx}$  и размер зерна после завершения динамической рекристаллизации  $D_{drx}$ .

Считается, что если степень  $X_{drx}$  меньше 0,05 рекристаллизация не началась, а если больше 0,95, то уже закончилась, то есть полная рекристаллизация. Средняя величина зерна определяется с учетом начальной величины  $D$ , размера рекристаллизованных зерен  $D_{drx}$  и степени рекристаллизации  $X_{drx}$  по формуле:

$$d_{avdrx} = d_{drx} * X_{drx} + 1 - X_{drx} * d.$$

По окончании динамической рекристаллизации начинается статическая рекристаллизация. Определяется время половины рекристаллизации  $t_{05}$ , величина полностью рекристаллизовавшегося зерна  $d_{srx}$ . Если процесс многоэтапный, то время паузы между деформациями позволяет определить степень статической рекристаллизации  $X_{srx}$ . Средняя величина зерна определяется так же, как и в случае с динамической рекристаллизацией:

$$d_{avsrx} = d_{srx} * X_{srx} + 1 - X_{srx} * d_{avdrx}.$$

Если время паузы больше, чем время полной рекристаллизации, наступает третий этап. Рост зерна после рекристаллизации. В этом случае рассчитывается только величина зерна.

На основе анализа описанных выше подходов к моделированию изменения размеров зерна в процессах горячего пластического деформирования порядок расчета можно представить в виде блок-схемы (рис. 5).

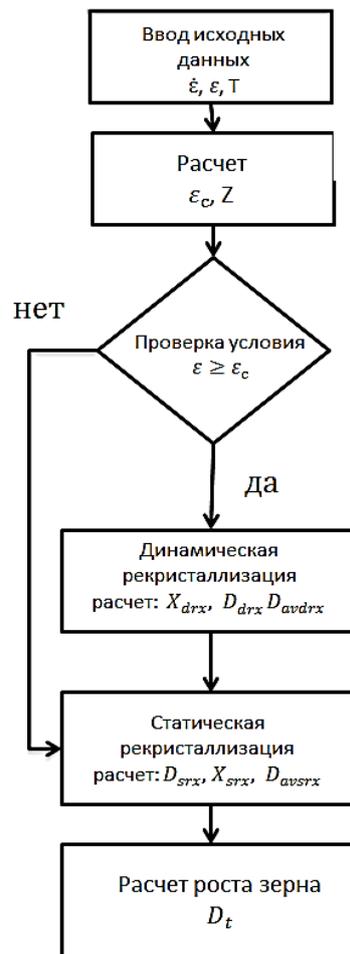


Рис. 5. Алгоритм расчета размера зерна при одноэтапном деформировании

## ВЫВОДЫ

Данный метод расчета изменения микроструктуры металла в процессе горячей деформации в приложении к процессамковки крупных поковок в сочетании с методом конечных элементов (для определения температуры, скорости деформации и интенсивности деформации в заготовке) позволит подобрать оптимальную схемуковки, которая обеспечивает высокое качество изделия.

Развитие и адаптация данного метода к задачамковки крупных поковок имеет большое значение для отечественной науки. Использование данного инструментария существенно расширит возможности в прогнозировании качества получаемых изделий и повысит эффективность производства.

## REFERENCES

1. Dobrzański L. A. Influence of hot-working conditions on a structure of high-manganese austenitic steels / L. A. Dobrzański, A. Grajcar, W. Borek // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. – VOLUME 29. – ISSUE 2. – August 2008. – P. 139–142.
2. EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel / H. Mirzadeha, J. M. Cabreraa, A. Najafizadehb, P. R. Calvillo // *Materials Science and Engineering*. – A 538. – 2012. – P. 236–245.
3. Isochronal Annealing Behavior of Magnesium Alloy AZ31 after Hot Deformation / Xuyue Yang, Hiromi Miura and Taku Sakai // *Materials Transactions*. – Vol. 46. – No. 12 (2005). – P. 2981–2987.
4. Baryikin N. P. Vliyanie tehnologicheskikh parametrov radialno-sdvigovoy prokatki na strukturu stali 45 / N.P. Baryikin, N.V. Lopatin // *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. – 2007. – № 4. – S. 17–20.
5. Krivosheev V. P. Razrabotka, issledovanie i vnedrenie tehnologii kovki krupnykh slitkov iz valkovykh staley cherez plastinu s obzhimom boykom s vyipuklyim rabochim profilem : dis. ... kand. tehn. nauk : 05.03.05 / Krivosheev Viktor Petrovich. – K., 1995. – 221 s.

6. Ezatpour H. R. Influence of hot deformation strain rate on the mechanical properties and microstructure of K310 cold work tool steel / H. R. Ezatpour, S. A. Sajjadi, M. Haddad-Sabzevar // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – № 527. – P. 1299–1305.
7. Thermo-mechanical properties of ultra high strength steel 22SiMn2TiB at elevated temperature / Zengmin Shi, Kai Liu, Maoqiu Wang, Jie Shi, Han Dong, Jian Pu, Bo Chi, Yisheng Zhang, Jian Li // *Materials Science and Engineering A*, 2011, №528 - pp. 3681–3688
8. Han Y. Effect of hot rolling temperature on grain size and precipitation hardening in a Ti-microalloyed low-carbon martensitic steel / Y. Han, J. Shi, L. Xu, W.Q. Cao, H. Dong // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – № 553. – P. 192–199.
9. Computer Simulation of Microstructure Evolution During Hot Forging of Waspaloy and Nickel Alloy 718 / Huang, D., Wu, W. T., Lambert, D., and Semiatin, S. L. // *Microstructure Modeling and Prediction During Thermal-mechanical Processing*. – TMS, 2001. – P. 137–147.
10. Brand A. J. Microstructural Simulation of Nickel Base Alloy Inconel 718 in Production of Turbine Discs / A. J. Brand, K. Karhausen, R. Kopp // *Materials Science and Technology*. – 1996. – № 12. – P. 963–969.
11. Zhou L. X. Effects of Dynamic and Metadynamic Recrystallization on Microstructure of Wrought IN718 due to Hot Deformation / L. X. Zhou and T. N. Baker // *Materials Science and Engineering*. – A 196. – 1995. – P. 89–95.
12. The Hot Deformation Behavior of an As-Cast Alloy 718 Ingot / M. J. Weis, M. C. Mataya, S. W. Thompson, D. K. Matlock // *Superalloy 718 – Metallurgy and Applications*, ed. E. A. Loria. – Warrendale, PA : TMS, 1989. – P. 135–154.
13. Metallurgical Aspects of Forge Modeling in Alloy 718 / P. E. Mosser, G. Leconte, J. Leray, A. Lasalmonie, and Y. Honnora // *Superalloy 718 – Metallurgy and Applications*, ed. E. A. Loria. – Warrendale, PA : TMS, 1989. – P. 179–188.
14. Microstructural Modeling of Metadynamic Recrystallization in Hot Working of IN718 Superalloy / S. C. Medeiros, Y. V. R. K. Prasad, W. G. Frazier, R. Srinivasan // *Materials Science and Engineering*. – A 293. – 2000. – P. 198–207.
15. Mathematical Modeling of the Hot-Deformation Behavior of Superalloy 718 / J. M. Zhang, Z. Y. Gao, J. Y. Zhuang, Z. Y. Zhong // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 30A. – 1999. – P. 2701–2712.
16. High Temperature Deformation Behavior of Cast Alloy 718 / D. Zhao, S. Guillard, and A. T. Male // *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, ed. E. A. Loria. – Warrendale, PA : TMS, 1997. – P. 193–204.
17. Grain Growth Model of IN718 During Holding Period after Hot Deformation / J. M. Zhang, Z. Y. Gao, J. Y. Zhuang, and Z. Y. Zhong // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2000. – № 101. – P. 25–30.
18. Recrystallization of 30Cr2Ni4MoV ultra-super-critical rotor steel during hot deformation. Part III : Metadynamic recrystallization. Fei Chen, Zhenshan Cui, Dashan Sui, Bo Fu // *Materials Science and Engineering A* 540. – 2012. – P. 46–54.
19. Prediction of mechanical properties of heavy forgings / J. Sinczak, J. Majta, M. Glowacki, M. Pietrzyk // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1998. – № 80–81. – P. 166–173.
20. Microstructure prediction of Nimonic 80A for large exhaust valve during hot closed die forging / H. S. Jeong, J. R. Choa, H. C. Park // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – № 162–163. – P. 504–511.
21. Application of the @nite element method to predict microstructure evolution in the hot forging of steel / Yong-Soon Janga, Dae-Cheol Kob, Byung-Min Kim // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2000. – № 101. – P. 85–94.
22. Simulation of microstructures for Alloy 718 blade forging using 3D FEM simulator / Young-Sang Na, Jong-Taek Yeoma, Nho-Kwang Park, Jai-Young Lee // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – № 141. – P. 337–342.
23. Microstructure Evolution of Multi-Heat Forging and Numerical Simulation for 316LN Steel / Duan Xing-Wang, Chen Hui-Qin and Liu Jian-Sheng // *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*. – 2014. – № 7(5). – P. 1012–1016.
24. Simulation and Analysis on Microstructure Evolution of Large Generator Retaining Ring during Multi-fire Forging Wen-wu HE / Jian-sheng LIU, Hui-qin CHEN and Hui-guang GUO // *Advanced Materials Research Vols*. – 2010. – № 97–101. – P. 176–181.

Жбанков Я. Г. – д-р техн. наук, доц. каф. ОМД ДГМА.

ДГМА – Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск.

E-mail: [yzhbankov@gmail.com](mailto:yzhbankov@gmail.com)

Статья поступила в редакцию 20.03.2018 г.