

исследований состоит в том, чтобы рассматривать и определять оптимальное сочетание параметров осадки и последующей протяжки для получения качественной кованной поковки.

Список литературы: 1. Фомичев А.Ф., Юргенсон Э.Е., Салиенко А.Е., Стыров В.В. Исследование возможности возникновения внутренних разрушений в поковках при кузнечной протяжке // Металлообработка. – № 2. – 2007. – с. 27–28. 2. Залесский В. И., Тюрин В. А., Экарев М. С. Влияние дополнительного сдвига при кузнечной протяжке на распределение деформаций в заготовке // Труды Московского института стали и сплавов: Научные труды МИСиС. – М.: Металлургия. – Вып. 113: Новые технологические процессы обработки металлов давлением: Сб. статей / МИСиС – М.: Металлургия, 1979. – с.76–81. 3. Назарьян В.А., Маракушина О.М. Оптимизация процесса кузнечной протяжки // Кузнечно-штамповочное производство. – №4. – 1998. – с. 22–30. 4. Система управления качеством проектирования технологических процессовковки // Трубин В.Н. и др. / М. – Машиностроение. – 1984. – 234с. 5. Forge 3 – a general tool for practical optimization of forging sequence of complex three-dimensional parts in industry / Chenot J. L., Fourment L., Coupez T., Ducloux R., Wey E. // Forging and Related Technology. – Birmingham, (UK). – 1998. – P. 113–122.

Bibliography (transliterated): 1. Fomichev A.F., Yurgenson `E.E., Salienko A.E., Styrov V.V. Issledovanie vozmozhnosti vozniknoveniya vnutrennih razrushenij v pokovkah pri kuznechnoj protyazhke Metalloobrabotka. – No 2. – 2007. – P. 27–28. 2. Zaleskij V. I., Tyurin V. A., `Ekarev M. S. Vliyanie dopolnitel'nogo sdviga pri kuznechnoj protyazhke na raspredelenie deformacij v zagotovke Trudy Moskovskogo instituta stali i splavov: Nauchnye trudy MISiP. – Moskow: Metallurgiya. – Vyp. 113: Novye tehnologicheskie processy obrabotki metallov davleniem: Sb. statej MISiS – Moskow: Metallurgiya, 1979. – P.76–81. 3. Nazar'yan V.A., Marakushina O.M. Optimizaciya processa kuznechnoj protyazhki Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. – No4. – 1998. – P. 22–30. 4. Sistema upravleniya kachestvom proektirovaniya tehnologicheskikh processov kovki Trubin V.N. i dr. Moskow – Mashinostroenie. – 1984. – 234P. 5. Forge 3 – a general tool for practical optimization of forging sequence of complex three-dimensional parts in industry Chenot J. L., Fourment L., Coupez T., Ducloux R., Wey E. Forging and Related Technology. – Birmingham, (UK). – 1998. – P. 113–122.

Поступила (received) 28.10.2014

УДК 621.7

Я. Г. ЖБАНКОВ, канд. техн. наук, доц., ДГМА, Краматорск

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Предложен метод моделирования микроструктуры металла в процессе горячего пластического деформирования. На основе метода конечных элементов проведено моделирование процесса осадки заготовки плоскими плитами. Получено распределение величины размера зерна в поперечном сечении поковки полученной осадкой. Анализ результатов расчета позволяет сделать вывод о том, что в поковке полученной осадкой в области зоны затрудненных деформаций зерно металла будет крупнее нежели в центральной части поковки.

Ключевые слова: микроструктура, деформирования, моделирование, рекристаллизация, методика, осадка, метод конечных элементов.

Введение. Получение качественных изделий является одним из основных направлений развития современного производства. Особенно это важно для

изделий специального назначения, изделий подверженных повышенным нагрузкам.

Анализ современного состояния проблемы. В тяжелом машиностроении к большинству деталей предъявляются повышенные требования по надежности, которые заключаются в высокой прочности, износостойкости и долговечности. Эти параметры в свою очередь зависят от химического состава материала, из которого они изготавливаются и от структуры металла. Основное влияние на структуру металла, безусловно, оказывает термическая обработка, однако и пластическая деформация имеет большое значение, что подтверждается многочисленными исследованиями [1–4]. 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.

Актуальность проблемы. 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 моделирование преобразований в микроструктуре металла.

Результаты исследования. Для описания изменений микроструктуры металла во время горячей обработки давлением используется ряд зависимостей. Зависимости, описывающие изменение микроструктуры во время статической рекристаллизации, метадинамической и динамической и зависимости для описания роста зерна без рекристаллизации.

Статическая рекристаллизация протекает в том случае если интенсивность деформации в металле меньше критической ε_c . Критическая деформация обычно является функцией от пиковой деформации ε_p , т.е. деформации при которой напряжение течения металла принимает максимальное значение. Значение ε_p обычно определяется экспериментально и, как правило, является функцией скорости деформации, температуры и начального размера зерна металла.

$$\varepsilon_p = a_1 d_0^{n_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right) + c_1; \quad \varepsilon_c = a_2 \varepsilon_p.$$

Для описания зависимости между объемом рекристаллизовавшейся фракции металла и временем рекристаллизации используют уравнение Avrami:

$$X_{srx} = 1 - \exp \left[-\beta_s \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^{K_s} \right]; t_{0.5} = a_3 d^{h_3} \varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp \left(\frac{Q_3}{RT} \right).$$

где $t_{0.5}$ обозначает время, за которое протекает 50% рекристаллизации. Размер зерна после рекристаллизации является функцией начального размера зерна, деформации, скорости деформации и температуры.

$$d_{srx} = a_6 d_0^{h_6} \varepsilon^{n_6} \dot{\varepsilon}^{m_6} \exp \left(\frac{Q_6}{RT} \right) + c_6.$$

Метадинамическая рекристаллизация протекает в том случае если полученная металлом деформация больше критической ε_c . Метадинамическая рекристаллизация моделируется также как и статическая, но с некоторым отличием в константах материала.

$$X_{mrx} = 1 - \exp \left[-\beta_m \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^{K_m} \right]; t_{0.5} = a_4 d^{h_4} \varepsilon^{n_4} \dot{\varepsilon}^{m_4} \exp \left(\frac{Q_4}{RT} \right);$$

$$d_{mrx} = a_7 d_0^{h_7} \varepsilon^{n_7} \dot{\varepsilon}^{m_7} \exp \left(\frac{Q_7}{RT} \right) + c_7.$$

Динамическая рекристаллизация по своей сути комплексный процесс во время, которого происходит одновременная генерация и аннигиляция дислокаций рекристаллизацией. Динамическая рекристаллизация моделируется феноменологически как функция деформации при фиксированных температуре и скорости деформации. В данном случае также используется уравнение Аврамі для описания зависимости объема рекристаллизованной фракции металла от интенсивности деформации.

$$X_{drx} = 1 - \exp \left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - a_{10} \varepsilon_p}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{K_d} \right]; \varepsilon_{0.5} = a_5 d_0^{n_5} \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp \left(\frac{Q_5}{RT} \right) + c_5.$$

где $\varepsilon_{0.5}$ обозначает деформацию, при которой протекает 50% рекристаллизации. Размер зерна при динамической рекристаллизации определяется по следующей зависимости:

$$d_{drx} = a_8 d_0^{h_8} \varepsilon^{n_8} \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp \left(\frac{Q_8}{RT} \right) + c_8.$$

Моделирование роста зерен выполняется в том объеме металла, который не имеет деформации, т.е. либо до горячей деформации либо после того как рекристаллизация завершилась. С этой целью используется классическая феноменологическая зависимость описывающая рост зерна:

$$d_{gg} = \left[d_0^m + a_9 t \exp \left(\frac{-Q_9}{RT} \right) \right]^{1/m}.$$

В работе [5] приведена модель изменения размера зерна в процессе горячей пластической деформации стали Mn18Cr18N. Модель учитывает

динамическую, статическую и метадинамическую рекристаллизацию, а также рост зерен во время выдержки.

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

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right),$$

где Q – энергия активации (478,6 кДж/моль); R – газовая постоянная (8,314 Дж/моль*К); T – температура деформации, К; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, 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:

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

Размер зерна после завершения динамической рекристаллизации:

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

Объем динамически рекристаллизовавшегося металла:

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

где ε – интенсивность деформации.

Соотношения, описывающие статическую рекристаллизацию следующие.

Время протекания половины статической рекристаллизации:

$$t_{0.5} = 8.47 \cdot 10^{-16} \cdot d^{1.99} \cdot \varepsilon^{-3.323} \cdot \exp\left(\frac{249300}{R \cdot T}\right).$$

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

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

Размер зерна после завершения статической рекристаллизации:

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

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:

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

В работе проведено моделирование процесса осадки заготовки плоскими плитами методом конечных элементов. Исходная заготовка диаметром 1000 мм, высотой 1500 мм, материал заготовки сталь Mn18Cr18N, начальная

температура 1100 °С. Температура инструмента 200 °С, коэффициент трения по закону Зибеля 0,35, скорость перемещения инструмента 20 мм/с. Осадку заготовки проводили на 60%.

В результате моделирования получены поля распределения интенсивности логарифмических деформаций и скорости деформации по поперечному сечению заготовки (рис. 1).

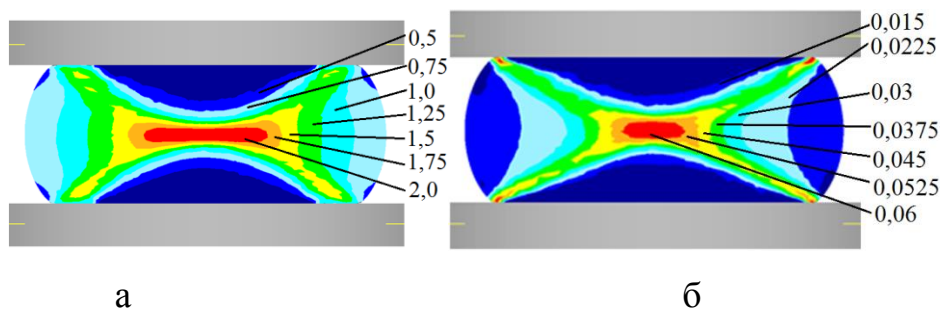


Рис. 1 – Результаты моделирования процесса осадки: а – поля распределения интенсивности логарифмических деформаций (ε_i) и б – скорости деформации ($\dot{\varepsilon}_i$) в поперечном сечении заготовки

Для точек указанных на рисунке 2 проведен расчет изменения микроструктуры металла. Для расчета рассматривалась четверть заготовки.

В табл. 1 приведены результаты расчета. Расчеты проводились по формулам приведенным выше. Анализ результатов расчета позволяет сделать вывод о том, что в поковке полученной осадкой в области зоны затрудненных деформаций зерно металла будет крупнее, нежели в центральной части поковки. Размер зерна отличается в 2,5-3 раза, что говорит об анизотропии механических свойств металла.

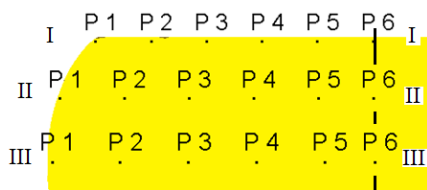


Рис. 2 – Схема расположения отслеживаемых точек в поперечном сечении заготовки

Таблица. Результаты расчета размеров зерна в отслеживаемых точках заготовки

No	I-I				II-II				III-III			
	ε_i	$\dot{\varepsilon}_i, \text{c}^{-1}$	$T, ^\circ\text{C}$	m, MKM	ε_i	$\dot{\varepsilon}_i, \text{c}^{-1}$	$T, ^\circ\text{C}$	m, MKM	ε_i	$\dot{\varepsilon}_i, \text{c}^{-1}$	$T, ^\circ\text{C}$	m, MKM
P1	0,61	0,037	1100	101	0,52	0,0076	1100	107	0,57	0,009	1100	103
P2	0,94	0,0002	1000	308	0,77	0,013	1100	101	0,8	0,012	1100	128
P3	0,04	0,0002	1000	260	1,17	0,03	1100	108	1,09	0,017	1100	117
P4	0,006	0,0002	1000	266	0,74	0,025	1100	111	1,6	0,027	1100	103
P5	0,0014	0,0001	1000	269	0,35	0,009	1100	154	2,15	0,048	1100	101
P6	0,0001	0,0001	1000	317	0,23	0,0001	1100	370	2,4	0,059	1100	101

Выводы. Предложена методика расчета микроструктуры металла в процессе горячего пластического деформирования. Проведен расчет микроструктуры поковки из стали Mn18Cr18N полученной осадкой. Установлено, что разность размеров зерна в поковке достигает до 3 раз.

Список литературы: 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, pp. 139–142. 2. *Mirzadeha H.* 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) pp. 236–245. 3. *Xuyue Yang* Isochronal Annealing Behavior of Magnesium Alloy AZ31 after Hot Deformation / *Xuyue Yang, Hiromi Miura, Taku Sakai* // Materials Transactions, Vol. 46, No. 12 (2005) pp. 2981 to 2987. 4. *Барыкин Н.П.* Влияние технологических параметров радиально-сдвиговой прокатки на структуру стали 45 / *Н.П. Барыкин, Н.В. Лопатин* // Кузнечно-штамповочное производство, 2007, №4 – С. 17–20. 5. *Wen-wu HE* Simulation and Analysis on Microstructure Evolution of Large Generator Retaining Ring during Multi-fire Forging / *Wen-wu HE, Jian-sheng LIU, Hui-qin CHEN, Hui-guang Guo* // Advanced Materials Research Vols. 97-101 (2010) pp 176–181

Bibliography (transliterated): *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. *Mirzadeha H.* 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. *Xuyue Yang* Isochronal Annealing Behavior of Magnesium Alloy AZ31 after Hot Deformation *Xuyue Yang, Hiromi Miura, Taku Sakai* Materials Transactions, Vol. 46, No. 12 (2005) pp. 2981 to 2987. 4. *Bary'kin N.P.* Vliyanie texnologicheskix parametrov radial'no-sdvigovoj prokatki na strukturu stali 45 *N.P. Bary'kin, N.V. Lopatin* Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo, 2007, No4 – P. 17–20. 5. *Wen-wu HE* Simulation and Analysis on Microstructure Evolution of Large Generator Retaining Ring during Multi-fire Forging *Wen-wu HE, Jian-sheng LIU, Hui-qin CHEN, Hui-guang Guo* Advanced Materials Research Vols. 97-101 (2010) p. 176–181.

Поступила (received) 28.10.2014

УДК. 621.771.63

А. С. ЗАБАРА, аспирант НТУ «ХПИ»

МЕТОДИКА ТРЕХМЕРНОГО МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ГНУТЫХ ПРОФИЛЕЙ ЗАМКНУТОГО СЕЧЕНИЯ

В статье разработана методика трехмерного математического моделирования гнутых профилей замкнутого сечения методом осадки трубной заготовки, обеспечивающая получение качественных профилей. Модель методом конечных элементов позволяет рассчитать геометрию формоизменения трубной заготовки по всем проходам, определить параметры напряженно-деформированного состояния трубы в любой точке и в любой момент времени.

Ключевые слова: гнутый профиль замкнутого сечения, калибровка, конечно-элементная модель, осадка трубы.