

РАЗДЕЛ I МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.007

Светличный Д. С.
Новак Дж.
Лач Л.
Подвысоцкий В. Т.

МОДЕЛЬ РАЗУПРОЧНЕНИЯ С РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ И ВОССТАНОВЛЕНИЕМ

Проблема выбора модели напряжения текучести хорошо известна в научной литературе. Часто используются уравнения кривой упрочнения в зависимости от температуры, напряжения и скорости деформации. Среди множества моделей, описывающих поведение материала под погрузкой, модели напряжения текучести, основанные на теории дислокаций Тейлора [1], играют важную роль в науке о материалах. Известны модели развития плотности дислокаций, которые разработали Kocks [2], Roberts [3] и Yoshie [4] Bergstrom [5], Estrin [6]. Эти модели имеют преимущество при нестационарных процессах.

В случае пауз между нагружениями, когда скорость деформации равна нулю (материал не подвергается деформации), во всех этих моделях [2–6] изменение плотности дислокаций не предусматривается. На практике, однако, в данном случае, изменения в материале происходят (рекристаллизация, восстановление), и они влияют на изменение плотности дислокаций. Особенно важным является включение этих явлений в процессе горячей деформации, где явление релаксации напряжений может произойти быстрее, чем явление рекристаллизации [6]. Учет этих процессов может быть достигнут за счет введения дополнительных внутренних переменных в модель. Однако эта сложная проблема до сих пор не решена до конца.

Модели, основанные на внутренних переменных, позволяют описать восстановление и рекристаллизацию не только во время деформации, но также и между последовательными деформациями. Это позволяет правильно оценить напряжение текучести в начальной стадии следующего нагружения. Модели базируются не только на одном внутреннем параметре, но также были предложены модели с двумя [7], тремя [8] внутренними переменными и с использованием функции распределения плотности дислокации [9].

Была также разработана модель напряжения текучести [10, 11] на основе теории дислокаций с учетом рекристаллизации. Модель состоит из двух частей: классическая модель изменения дислокаций и модель рекристаллизации. Модель, которая отвечает за рекристаллизацию, основана на теории КДМА (Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами; КДМА – Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami). Но использование основных допущений теории КДМА дает существенные расхождения результатов моделирования с экспериментальными данными. Ниже рассмотрены эти расхождения и представлены новые предложения по улучшению модели.

Целью работы является разработка новой модели разупрочнения с учетом статической рекристаллизации и восстановления, которая может быть применена к модели напряжения текучести [10, 11]. В работе представлены результаты исследований, касающиеся релаксации напряжений, кинетики рекристаллизации и статического восстановления.

Напряжение текучести рассчитывается в соответствии с формулой:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \mu b \sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где σ_0 – напряжение необходимое для движения дислокаций в отсутствии других дислокаций;

α – постоянная;

μ – модуль сдвига;

b – вектор Бюргерса;

ρ – плотность дислокаций.

В модифицированной модели [12–14] изменения плотности дислокаций описывается тремя компонентами:

$$\dot{\rho} = U(\varepsilon)\dot{\varepsilon} - \Omega(\rho)\dot{\varepsilon} - R(\rho), \quad (2)$$

где $U(\varepsilon)$ ответственно за генерацию и накопление дислокаций (упрочнение), $\Omega(\rho)$ представляет аннигиляцию дислокаций (динамическое восстановление), а последний член $R(\rho)$ вводит статическое восстановление, которое вместе с рекристаллизацией ведет к разупрочнению материала. Во время деформации работают все три составляющих, в ее отсутствии только последний член.

Следует отметить, что (2) не содержит слагаемое, соответствующее рекристаллизации. Предполагается [10], что введение в модель (2) дополнительного слагаемого, соответствующего рекристаллизации является непоследовательным и создает внутренние противоречия в модели. Дополнительный член может достаточно точно отражать динамическую рекристаллизацию и работает при деформации, но его нельзя использовать после деформации. Модель, предложенная в работе [10], рассматривает рекристаллизацию как процесс разупрочнения материала, который действует одновременно с восстановлением и поэтому реализовано в модели с помощью множителя, а не слагаемого. Тогда в (1), вместо плотности дислокаций ρ , используется его среднее значение ρ_{av} , которое учитывает степень рекристаллизации χ :

$$\rho_{av} = \rho(1 - \chi). \quad (3)$$

Явление рекристаллизации известно более ста лет, когда в 1887 г. английский ученый Г. Сорби (Henry Clifton Sorby) с помощью микроскопа установил, что в результате холоднойковки железа его зерна оказывались вытянутыми, а после длительного нагрева до температур красного каления зерна опять становились равноосными. Это явление было названо им повторной кристаллизацией – рекристаллизацией. В 1930–1940-х Колмогоров [15], Джонсон и Мель [16], а также Авраами [17–19], разработали теорию, которая предоставила базис, на котором основываются модели, разрабатываемые до сих пор. Рассмотрели они несколько частных случаев, и пришли к одинаковым выводам. Основным результатом этой теории можно считать несколько схожих уравнений, которые чаще всего называют уравнением Авраами. Описывают они кинетику рекристаллизации (степень рекристаллизации χ) как функцию времени:

$$\chi = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} N v^3 t^3\right); \quad (4a)$$

$$\chi = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t^4\right); \quad (4б)$$

$$\chi = 1 - \exp(-at^n), \quad (4в)$$

где t – время;

a – коэффициент, который зависит от условий рекристаллизации;

n – показатель степени Аврами, который согласно теории принимает значение 3 (4а) или 4 (4б);

N – количество новых растущих зерен;

\dot{N} – скорость образования зародышей новых зерен;

v – скорость роста зерен (скорость миграции границ).

Однако реальные условия разупрочнения приводят к тому, что показатель Аврами принимает значения меньше двух ($n < 2$), и, следовательно, противоречит основным положениям теории КДМА. На практике, в эмпирических моделях статической рекристаллизации принимают произвольное значение для n (4в), которое получают из экспериментальных данных. Но проблема возникает, когда кинетика рекристаллизации моделируется методами, основанными на геометрических свойствах пространства (метод клеточных автоматов [20, 21], мульти-фазового поля [22] и др.). А, следовательно, для кинетики процесса должны быть согласованы теоретические положения с экспериментальными данными.

Считается, что в материалах с низкой энергией дефекта упаковки легче происходит рекристаллизация при более высоких температурах и большей накопленной энергии, а для восстановления наблюдается обратная картина. Часто, когда происходит рекристаллизация, статическое восстановление не учитывается.

Модель [10, 11] после деформации пренебрегает образованием зародышей, и таким образом, не может применяться уравнение (4б). Также перед модификацией [12–14] модель рассматривала только рекристаллизацию и не учитывала статическое восстановление $R(\rho)$ (2), что приводит к неизменности плотности дислокации ($\rho = \text{const}$) и, в результате, постоянная движущая сила обеспечивает постоянную скорость миграции границ ($v = \text{const}$), что приводит к уравнению (4а), но $n = 3$ не соответствует экспериментальным данным.

Анализируя формулу (4а) можно отметить, что только один её элемент может измениться в процессе рекристаллизации, а именно скорость роста зерна v . Известно также, что показатель n Аврами может отличаться от теоретического значения 3, когда скорость v является функцией времени t . При постоянной температуре, когда мобильность границ остается неизменной, только накопленная энергия деформации, которая зависит от плотности дислокаций, может повлиять на изменение скорости v . Таким образом, плотность дислокаций нерекристаллизованных зерен ρ должна изменяться. А снижение плотности дислокации ρ , в свою очередь, может происходить только в процессе статического восстановления. Это была одна из причин того, что в модель развития плотности дислокаций (2) был добавлен член $R(\rho)$. А фактически, статическое восстановление влияет на разупрочнение материала двумя путями (3): уменьшая плотность дислокаций нерекристаллизованных зерен ρ и снижая скорость роста зерен, то есть, влияя на степень рекристаллизации χ .

Рассмотрим самый простой вариант, предполагая, что функция $R(\rho)$ линейная, то есть скорость уменьшения плотности дислокаций пропорциональна плотности дислокаций: $R(\rho) \propto \rho$. Тогда решение уравнения (2) можно представить в виде:

$$\frac{\rho}{\rho_0} = 1 - f + f \exp\left(-\frac{t}{t_r}\right), \quad (5)$$

где ρ_0 – начальная плотность дислокаций;

$f = 0 \dots 1$ – уровень восстановления (0 – отсутствие восстановления; 1 – восстановление во всем объеме);

t_r – постоянная времени процесса восстановления.

Скорость движения границ зерен v зависит от движущей силы рекристаллизации p и мобильности границ m : $v = m p$. Разница плотности дислокаций новых и старых зерен является движущей силой рекристаллизации, которая вычисляется, исходя из накопленной дислокациями энергии: $p = 0,5\mu b^2 \rho$. Мобильность границ зерен m зависит от коэффициента самодиффузии и поэтому может быть описана уравнением Аррениуса (Arrhenius):

$$m = a \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (6)$$

где R – газовая постоянная;

T – термодинамическая температура;

a, Q_x – постоянные.

Таким образом, при неизменной температуре скорость v пропорциональна плотности дислокаций: $v = m\rho \propto \rho$ и может быть получена из уравнения (5) с учетом начальной максимальной скорости v_0 :

$$\frac{v}{v_0} = 1 - f + f \exp\left(-\frac{t}{t_r}\right). \quad (7)$$

Следует отметить, что, так как параметры рекристаллизации (разупрочнения) определяются косвенно, путем измерения напряжения, необходимо произвести обратный расчет согласно формулам (1) и (3). И теперь не только скорость v (через степень рекристаллизации χ) влияет на измеренное напряжение, но также и изменяющаяся в процессе восстановления плотность дислокаций ρ . Тогда результатом тестов является не степень рекристаллизации χ , а степень разупрочнения материала x .

Для упрощения расчетов введем понятие приведенной скорости роста зерна $\tilde{v} = v\sqrt[3]{\frac{\pi N}{3}}$, которая характеризует скорость роста всех зерен в единичном объеме. Тогда уравнение (4а) в случае статической рекристаллизации можно записать в следующем виде:

$$\chi = 1 - \exp\left[-\left(\int_{\tau=0}^t \tilde{v} d\tau\right)^3\right]. \quad (8)$$

Степень разупрочнения x , которая является результатом действия рекристаллизации и восстановления, может быть вычислена в рассматриваемой модели на основании текущей средней ρ_{av} и начальной ρ_0 плотности дислокаций:

$$x = 1 - \frac{\rho_{av}}{\rho_0} = 1 - \frac{\rho(1-\chi)}{\rho_0} = 1 - \left[1 - f + f \exp\left(-\frac{t}{t_r}\right)\right] \left\{ \exp\left[-\left(\int_{\tau=0}^t \tilde{v} d\tau\right)^3\right] \right\}. \quad (9)$$

Таким образом, кинетику разупрочнения определяют три параметра: начальная приведенная скорость \tilde{v}_0 , постоянная времени процесса восстановления t_r и уровень восстановления f . В общепринятых моделях статической рекристаллизации используется уравнение (4с) или модифицированное уравнение Аврами, в котором коэффициент a заменяется другим параметром, а именно временем половины рекристаллизации $t_{0.5}$:

$$\chi = 1 - \exp\left[-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^n\right] \quad \forall t_{0.5} = \left(\frac{\ln 2}{a}\right)^{\frac{1}{n}}. \quad (10)$$

В обоих случаях выступает два параметра, которые определяют статическую рекристаллизацию: показатель Аврами n и коэффициент a или время половины рекристаллизации $t_{0.5}$.

Очевидно, что обе модели: старая и новая, должны давать те же самые результаты. Но модель с двумя степенями свободы не всегда может воссоздать результаты полученные моделью с тремя степенями свободы, а обратное действие вполне возможно. С другой стороны,

предлагаемая модель может воспроизвести такие кривые разупрочнения, которые невозможно получить более простой моделью, из-за её ограничений. Эти аргументы проводят к тому, что на первом этапе разумно было бы произвести подбор параметров более сложной модели так, чтобы она отражала свойства более простой модели. А на втором этапе, на основании полученных закономерностей в первом этапе уточнить возможность перехода от новой модели к общепринятой.

На первом этапе были смоделированы процессы, в которых показатель Аврами n изменялся в пределах от 0,6 до 3 и широком диапазоне коэффициент a . Было установлено, что уровень восстановления f не связан с коэффициентом a . На рис. 1 представлена связь уровня восстановления f с показателем Аврами n . Символы представляют результат, полученный при моделировании процесса разупрочнения, а линия – результат аппроксимации с помощью эмпирической зависимости:

$$f = 0,613 + 0,469 \exp\left(\frac{n-1,45}{0,3}\right) \quad \forall n \leq 1,4. \quad (11)$$

Таким образом, можно отметить, что при показателях Аврами $n > 1,4$ уровень восстановления $f = 1$ и он происходит во всем объеме нерекристаллизованных зерен, причем процесс статического восстановления должен проходить медленнее, чем процесс статической рекристаллизации. Показатель Аврами $n < 1,4$ означает, что скорость статического восстановления начинает приближаться к скорости рекристаллизации и уже не охватывает всех дислокаций, а только часть их.

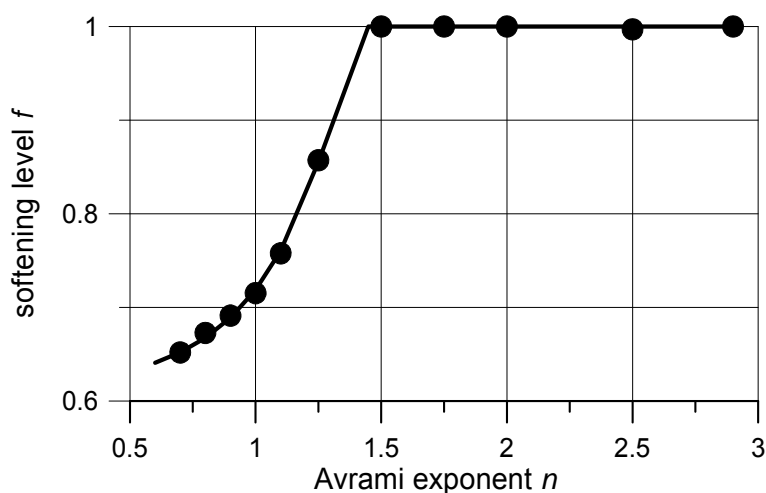


Рис. 1. Зависимость уровня восстановления f от показателя Аврами n

Начальная приведенная скорость \tilde{v}_0 в основном связана с коэффициентом a (или временем половины рекристаллизации $t_{0,5}$) и незначительно с показателем Аврами n :

$$\tilde{v}_0 = 1,127 \left(\frac{a}{1,25}\right)^{1/n} = 1,127 \frac{0,555^{1/n}}{t_{0,5}}. \quad (12)$$

Скорость восстановления определяется главным образом постоянной времени t_r . На неё также влияет степень восстановления, поэтому, показатель Аврами снижается и восстановление перестает распространяться на все дислокации. Для вычисления постоянной времени восстановления t_r можно воспользоваться уже полученной скоростью \tilde{v}_0 , что значительно упрощает расчет:

$$t_r = \frac{1}{\tilde{v}_0} \left(\frac{n}{1,174} \right)^{2,33} \quad \forall n \leq 2. \quad (13)$$

Для определения кинетики разупрочнения используется в основном два метода: двойной деформации и релаксации напряжений. В методе двойной деформации производится ряд тестов, при которых каждый образец подвергается двукратному деформированию при тех же условиях (температура и скорость). Первая деформация прерывается по достижению заданной степени деформации, затем производится вторая деформация после определенной задержки. Напряжение текучести, полученное при повторной деформации, сравнивается с напряжением текучести в первой деформации и на основании этого определяется степень разупрочнения материала. Каждый тест дает одно значение для заданной паузы между деформациями. Для получения зависимости степени рекристаллизации от времени паузы, в методе двойной деформации необходимо произвести 5–10 тестов.

Метод релаксации напряжений [23] также применим для получения кинетики разупрочнения. В этом методе производится только одна деформация, а после её окончания образец удерживается в машине с контролем силы, на границе предела текучести. Изменение этой сила отражает релаксацию напряжений. Это надежный и высокоэффективный метод, который позволяет в одном тесте получить полную кинетику для данных условий деформации.

Углеродистая сталь марки 45 была использована в тестах для предотвращения влияния микроэлементов на процесс разупрочнения. Тесты релаксации напряжений были проведены на Gleeble-3800 в IMŻ (Гливице, Польша). Образцы нагревались со скоростью 3 К/с до температуры 1275, 1200 или 1100 °С и после выдержки в течение 10 с охлаждались до температуры деформации 1000–1200 °С, выдерживались 5 секунд и подвергались деформации со скоростью 0,1 и 1,0 с⁻¹ до заданной степени деформации. После деформации образец оставался в бойках по крайней мере 300 с, при этом поддерживалась неизменная степень деформации, и записывалась релаксация силы как функция времени.

Примеры для исследуемой стали вычисленной степени разупрочнения во время теста на релаксацию напряжений представлены на рис. 2. Получены типичные S-образные кривые, которые не всегда соответствуют уравнению Аврами (4в), получены средние значения n от 0,7 до 1,0 (рис. 3). Кроме того, показатель Аврами n изменял свое значение во время релаксации. Можно различить три типа поведения n с течением времени: почти неизменное, уменьшающееся и возрастающее после уменьшения. Это также свидетельствует, что в материале протекает больше, чем один процесс, влияющий на разупрочнение.

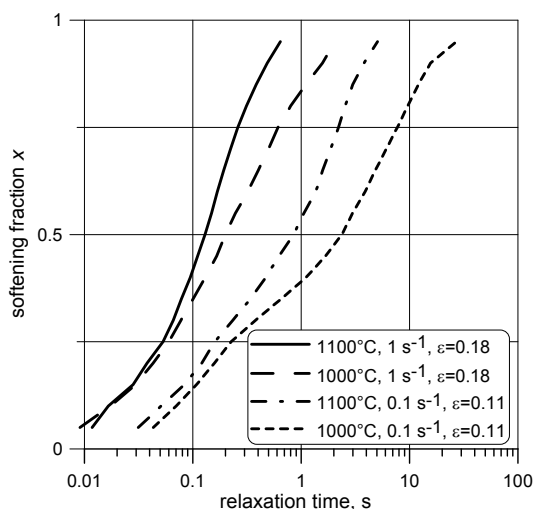


Рис. 2. Степень разупрочнения x во время теста на релаксацию напряжений

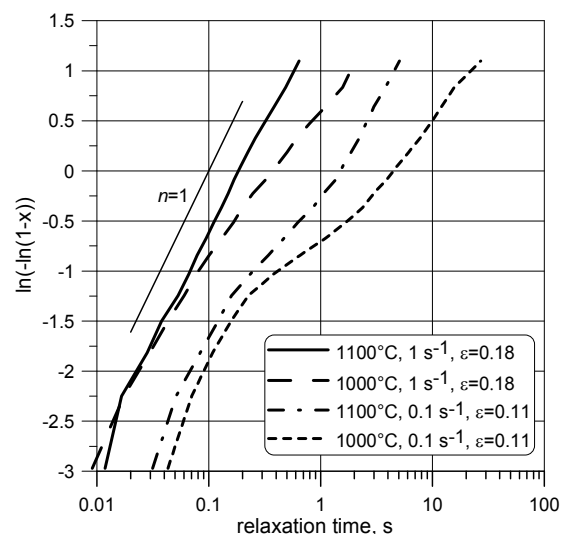


Рис. 3. Соотношение Аврами согласно тесту на релаксацию напряжений

При анализе кинетики разупрочнения следует учитывать, что все данные относятся к напряжению текучести, а в представленной модели используется плотность дислокаций. Поэтому необходимо учитывать следующие соотношения:

$$1 - \chi = \frac{\rho}{\rho_0} \propto \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^2 = (1 - \chi_\sigma)^2. \quad (14)$$

Это сказывается только на том, что время половины рекристаллизации $t_{0,5}$ в рассматриваемой модели соответствует степени рекристаллизации, рассчитанной относительно напряжений $\chi_\sigma = 1 - \sqrt{0,5} = 0,293$. То есть происходит сдвиг по времени в сторону уменьшения.

Два примера получения кривых в соответствие с новой (3), (9) моделью и моделью без учета восстановления (4в), (10) приведены на рис. 4. В одном случае ($T = 1100^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon = 0,18$) обе модели хорошо аппроксимируют экспериментальную кривую, поскольку её форма мало отличается от типичного случая. Во втором случае при меньшей скорости и степени деформации ($T = 1100^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$, $\varepsilon = 0,09$) влияние процесса статического восстановления становится более сильным, что сказывается на форме кривой. На ней наблюдается некоторое замедление процесса разупрочнения. В этом случае предложенная модель становится более эффективной, чем обычная модель.

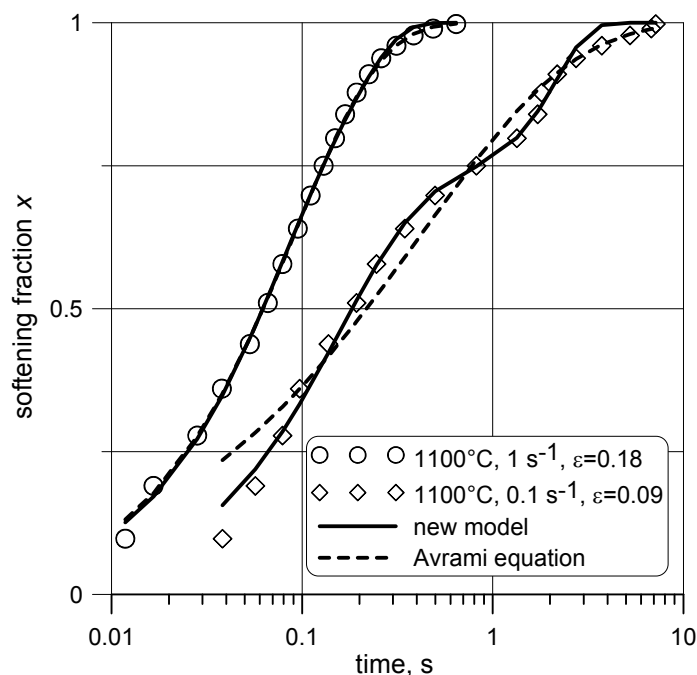


Рис. 4. Экспериментальные данные и кривые разупрочнения, полученные моделями с учетом восстановления (3), (9) и без его учета (4в), (10)

ВЫВОДЫ

Представлена новая модель разупрочнения с учетом статической рекристаллизации и статического восстановления. Учет восстановления позволил объяснить показатель Аврами меньший, чем три. Исследование показало, что новая модель позволяет описать процесс разупрочнения, который обычно описывается уравнениями Аврами (4в) и (10). Кроме того, новая модель позволяет получать процессы, недоступные в традиционных моделях, когда при разупрочнении наблюдаются изменения в её скорости (ускорение или замедление). Представлены также формулы перехода от одной модели к другой. Показаны также результаты экспериментальных исследований, с помощью которых подтверждается эффективность новой модели.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Taylor G. I. *The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I. Theoretical* / G. I. Taylor. – Proc. R. Soc. A. 145, (1934). – P. 362–415.
2. Kocks U. F. *Laws for Work-Hardening and Low Temperature Creep* / U. F. Kocks // *J. Eng. Mater. Technol.* – 1976. – T. 98, N 1. – S. 76–85.
3. *Deformation, Processing and Structure*, ASM, Metals Park, OH / Krauss G., [ed.]. – 1984. – P. 47–48.
4. Yoshie A. *Formulation of Static Recrystallization of Austenite in Hot Rolling Process of Steel Plate* / A. Yoshie, H. Morikawa, Y. Onoe // *Trans. ISIJ.* – 1987. – T. 27. – S. 425–431.
5. Bergstrom Y. *Mat. Sci. Eng.* / Y. Bergstrom. – 1960. – 193 p.
6. Estrin Y. *A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one parameter models* / Y. Estrin, H. Mecking // *Acta Metal.* – 1984. – № 29. – P. 57–70.
7. *A Dislocation Based Model for all Hardening Stages in Large Stain Deformation* / Y. Estrin, L. S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet // *Acta Mater.* – 1998. – T. 46, nr. 15. – S. 5509–5522.
8. Roters F. *Work Hardening in Heterogeneous Alloys – a Microstructural Approach Based on Three Internal State Variables* / F. Roters, D. Raabe, G. Gottstein // *Acta Mater.* – 2000. – T. 48, nr. 17. – S. 4181–4189.
9. Sandström R. *A Model for Hot Working Occurring by Recrystallization* / R. Sandström, R. Langeborg // *Acta Metal.* – 1975. – T. 23, nr. 3. – S. 387–398.
10. Svyetlichnyy D. S. *The Coupled Model of a Microstructure Evolution and a Flow Stress Based on the Dislocation Theory* / D. S. Svyetlichnyy // *ISIJ Int.* – 2005. – T. 45, nr. 8. – S. 1187–1193.
11. Svyetlichnyy D. S. *Modification of coupled model of microstructure evolution and flow stress: experimental* / D. S. Svyetlichnyy // *Material Science and Technology.* – 2009. – T. 25, nr. 8. – S. 981–988.
12. *Rozwój modelu naprężenia uplastyczniającego opartego na zmiennych wewnętrznych* / J. Nowak, D. Svyetlichnyy, Ł. Łach, V. Pidvysotsky // *Rudy i Metale Nieżelazne.* – 2011. – R. 56, nr. 11. – S. 617–623.
13. Nowak J. *Modification of flow stress model based on internal variables* / J. Nowak, D. Svyetlichnyy, Ł. Łach // *Applied Mechanics and Materials.* – 2011. – Vols. 117–119, 582–587.
14. Nowak J. *Development of flow stress model based on internal variables* / J. Nowak, D. Svyetlichnyy, Ł. Łach // *Lecture Notes in Electrical Engineering.* – 2012. – Vols. 141, 291–296.
15. Колмогоров А. Н. *К статической теории кристаллизации металлов* / А. Н. Колмогоров // *Известия Академии Наук СССР.* – 1937. – Т. 3, № 1. – С. 355–359. – (Серия «Математическая»).
16. Johnson W. A. *Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth* / W. A. Johnson, R. F. Mehl // *Trans. A.I.M.E.* – 1939. – T. 135, 416–422.
17. Avrami M. *Kinetics of Phase Change. I General Theory* / M. Avrami // *J Chem. Phys.* – 1939. – T. 7, nr 12. – P. 1103.
18. Avrami M. *Kinetics of Phase Change. II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei* / M. Avrami // *J. Chem. Phys.* – 1940. – № 8. – P. 212–223.
19. Avrami M. *Granulation, Phase Change, and Microstructure. Kinetics of Phase Change. III* / M. Avrami // *J. Chem. Phys.* – 1941. – № 9. – P. 177–184.
20. Svyetlichnyy D. S. *Modeling of the microstructure: from classical cellular automata approach to the frontal one* / D. S. Svyetlichnyy // *Comput. Mater. Sci.* – 2010. – № 50. – P. 92–97.
21. Seyed Salehi M. *Simulation of static recrystallization in non-isothermal annealing using a coupled cellular automata and finite element model* / M. Seyed Salehi, S. Serajzadeh // *Comput. Mater.* – 2012. – Sci. 53. – P. 145–152.
22. *Multi-phase-field simulations for dynamic recrystallization* / T. Takaki, Y. Hisakuni, T. Hirouchi, A. Yamana, Y. Tomita // *Computational Materials Science.* – 2009. – Vol. 45. – P. 881–888.
23. Karjalainen L. P. *Stress relaxation method for investigation of softening kinetics in hot deformed steels* / L. P. Karjalainen // *Materials Science and Technology.* – 1995. – Vol. 11. – P. 557–565.

Светличный Д. С. – д-р техн. наук, проф. КГМА;

Новак Дж. – канд. техн. наук, доц. КГМА;

Лач Л. – аспирант КГМА;

Подвысоцкий В. Т. – инженер ИМЗ.

КГМА – Краковская горно-металлургическая академия, г. Краков, Польша.

ИЦМ – Институт цветных металлов, г. Гливице.

E-mail: svetlich@metal.agh.edu.pl

Статья поступила в редакцию 07.03.2012 г.