

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.Г 784:532.739.2

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА
И РАЗМЕРА АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ
ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

© 2024 г. И. И. Горбачев^{а,*}, Е. И. Корзунова^а, В. В. Попов^а,
Д. М. Хабибулин^б, Н. В. Урцев^б

^а Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^б Исследовательско-технологический центр “Аусферр”,
ул. Ломоносова, д. 11/1, Магнитогорск, 455000 Россия

*e-mail: gorbachev@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 10.11.2023 г.

После доработки 29.11.2023 г.

Принята к публикации 29.11.2023 г.

Представлена модель для прогнозирования структурных характеристик и фазового состава низколегированных сталей, подвергаемых горячей прокатке в режиме многопроходной деформации. В модели учитывается возможность протекания процессов возврата, динамической, первичной и собирательной рекристаллизации, а также зарождение (в том числе, ускоренное зарождение в процессе деформации), рост или растворение и коагуляция карбонитридных частиц. Проведено сравнение результатов расчетов с имеющимися в литературе экспериментальными данными и показано их удовлетворительное согласие.

Ключевые слова: моделирование, низколегированные стали, многопроходная деформация, плотность дислокаций, размер зерна, рекристаллизация

DOI: 10.31857/S0015323024030075, **EDN:** WTOBJU

ВВЕДЕНИЕ

В промышленном производстве сталей прокатка не только выполняет функцию придания необходимой толщины прокатному листу, но и играет важную роль в формировании эксплуатационных характеристик стали. Одним из самых значительных факторов, оказывающих влияние на формирование механических свойств прокатного листа, является размер зерна, который вследствие рекристаллизационных процессов при прокатке может уменьшаться в несколько раз [1, 2]. Кроме того, при прокатке сталей может интенсивно протекать деформационно-индуцированное образование новых частиц вторых фаз [3–5], в первую очередь, карбидов, нитридов и карбонитридов. И кинетика этого процесса влияет на итоговый вклад дисперсионного упрочнения.

Прокатка сталей, как правило, включает черновую и чистовую стадии, каждая из которых может осуществляться в несколько проходов. Фазовый состав и структура финального продукта проката зависит от состава сплава, исходного размера зерна, скорости, степени и температуры деформации на каждом проходе, времени вы-

держки между проходами, скорости охлаждения и других параметров. Необходимость учета такого большого количества параметров для получения сплава с заданными свойствами естественным образом подталкивает к использованию компьютерного моделирования.

Из-за сложности задачи на сегодняшний день довольно трудно создать модель, которая достаточно глубоко и физически обоснованно охватывала бы большую часть аспектов проблемы. Поэтому нередко при описании многопроходной деформации (впрочем, как и для однократной деформации) исследователи практикуют максимально упрощенные подходы. К примеру, в [1, 2, 6] описание деформационных процессов не выходит за рамки уравнения Авраами [7] для кинетики рекристаллизации, и выражения ХиллERTA [8] для описания скорости роста зерна. Такие параметры, как $t_{0.5}$ – время, необходимое для рекристаллизации половины объема – и размер рекристаллизованного зерна, определяются подгонкой. Использование полуэмпирических выражений с подгоночными параметрами вообще характерно в данной области. В качестве при-

меров таких работ можно привести [9, 10]. В последней приводится целая подборка различных эмпирических выражений для описания статической, динамической, метадиамической рекристаллизации и кинетики изменения размера зерна.

Однако в научной литературе также можно найти и работы, в которых те или иные факторы проработаны на основе более-менее реалистичных физических моделей. Так, например, в [11] предложена модель для описания деформационно-индуцированного выделения NbCN в низколегированных сталях, которая затем была обобщена для многопроходной деформации [12, 13]. Интересной особенностью предложенной в [12, 13] модели является рассмотрение дислокационных микрополос, формирующихся в процессе деформации аустенитной матрицы, и их влияние на кинетику роста частиц NbCN. К недостаткам модели можно отнести весьма упрощенный подход для описания кинетики роста и коагуляции частиц.

В качестве примера описания процессов, протекающих при деформации (в том числе, многопроходной), на основе метода клеточных автоматов можно привести работу [14]. Традиционно сильной стороной подобных алгоритмов выступает возможность визуализировать в 2D протекающие в материале структурные и фазовые превращения. Кроме того, в [14] учитывается возможность протекания статической, динамической и метадиамической рекристаллизации, а также распределение запасенной в дислокациях энергии внутри зерен. Однако предложенная в [14] модель не предусматривает существование выделений вторых фаз и, соответственно, не учитывает возможность сдерживания роста зерна частицами вторых фаз.

Одним из наиболее физически обоснованных подходов для моделирования деформационных процессов является так называемый “метод внутренних переменных”. Основополагающей работой для этого подхода, наверное, можно считать [15], идеи и выражения из которой используются в ряде более поздних исследований, к примеру, [16–19]. Наши работы [20–22] также в значительной мере опираются на него. В научной литературе трудно найти описание применения этого подхода для моделирования многопроходной деформации (хотя некоторые типовые для этого подхода выражения применяются в [14]). В настоящей статье описана модель для прогнозирования изменений структурных характеристик и фазового состава низколегированных сталей, подвергаемых горячей прокатке. За основу взята модель, представленная в [22] (с минимальными изменениями), где она из-

ложена более подробно. Основная цель данной работы — оценка возможности использования данной модели для расчетов при многопроходной горячей прокатке.

МОДЕЛЬ

При моделировании использовалась дискретизация по времени. Состояние системы на в данный момент времени t служило исходным для расчетов на новом временном шаге $t + \Delta t$.

Зеренная структура сплава характеризовалась через средний размер зерна, изменение которого на каждом временном шаге рассчитывалось в соответствии с выражением:

$$\dot{D} = \begin{cases} M(P_d - P_z) - \dot{X}D \ln(N) / 3 \text{ для } P_d > P_z, \\ -\dot{X}D \ln(N) / 3 \text{ для } P_d \leq P_z \end{cases}, \quad (1)$$

где D — средний диаметр зерна, M — подвижность границы зерна, X — доля рекристаллизованного материала, N — число рекристаллизованных зерен, приходящихся на одно старое зерно. P_d и P_z — движущая сила роста зерен и тормозящая сила со стороны частиц вторых фаз. Здесь и далее точкой сверху обозначена производная по времени.

Подвижность границ зерен подчиняется аррениусовской зависимости:

$$M = M_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R_g T}\right), \quad (2)$$

где M_0 — предэкспоненциальный множитель, Q — энергия активации, R_g и T имеют свое обычное значение.

Движущая сила роста зерен определяется выражением [8, 23]:

$$P_d = \alpha \frac{\gamma}{D} + \tau(\bar{\rho}_{\text{Def}} - \rho_0). \quad (3)$$

Здесь γ — энергия границы зерна, α — безразмерная геометрическая постоянная, ρ_0 — плотность дислокаций в рекристаллизованном объеме материала, $\bar{\rho}_{\text{Def}}$ — средняя плотность дислокаций в его деформированной части, а τ — энергия дислокации, приходящаяся на единицу ее длины [24]:

$$\tau = Gb^2/2, \quad (4)$$

где G — модуль сдвига, b — модуль вектора Бюргера.

Сила, сдерживающая движение границ зерен и действующая со стороны частиц второй фазы, рассчитывалась на основе подхода, предложенного Зинером [25], но с учетом распределения частиц по размерам:

$$P_z = \beta\gamma \left[\sum_j \left(\frac{F_j}{r_j} \right) \right], \quad (5)$$

где β – безразмерная константа, F_j и r_j – объемная доля и размер частиц j -го размерного интервала.

Для описания дислокационной структуры использовалась функция распределения по плотностям дислокаций $H(\rho, t)$, заданная в виде гистограммы. Объемная доля материала с плотностью дислокаций в пределах $[\rho_i - d\rho / 2, \rho_i + d\rho / 2]$, (где $d\rho$ – шаг гистограммы) соответствует доле данного интервала гистограммы H_i .

При деформации и возврате плотность дислокаций, соответствующая i -му интервалу, изменяется на некоторую величину $\Delta\rho_i$, после чего $H(\rho, t)$ соответствующим образом изменяется. Это изменение определяется производной по времени плотности дислокаций в i -ом интервале [17]:

$$\dot{\rho}_i = \frac{\dot{\epsilon}}{bl} - (k_{\text{dyn}} + k_{\text{st}})\rho_i. \quad (6)$$

Здесь $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, l – длина свободного пробега дислокации (обычно принимаемая равной размеру ячейки или субзерна), k_{dyn} – коэффициент динамического возврата [26], k_{st} – коэффициент статического возврата.

Коэффициенты динамического и статического возврата рассчитывались по формулам ([17] и [19] соответственно):

$$k_{\text{dyn}} = k_{\text{dyn}}^0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_{\text{dyn}}}{R_g T}\right). \quad (7)$$

$$k_{\text{st}} = k_{\text{st}}^0 \cdot \exp\left(-\frac{Q_{\text{st}}}{R_g T}\right) \frac{Gb^3}{k_B T}. \quad (8)$$

Здесь k_B – постоянная Больцмана.

При горячей деформации может протекать статическая, динамическая и метадинамическая рекристаллизация. Возможность протекания всех этих процессов в настоящей модели учитывалась аналогично тому, как это делалось в нашей прошлой работе [22]. Критерием наступления динамической рекристаллизации являлось достижение критической плотности дислокаций [28]:

$$\rho_{\text{cr}} = \frac{8\gamma}{\tau l}, \quad (9)$$

где l – размер ячейки или субзерна, который, может зависеть как от материала, так и от параметров процесса, например, скорости деформации [17, 28].

Предполагалось, что в процессе деформации достаточно быстро завершаются переходные процессы, и формируется стационарная ячеистая структура с размером ячейки [17]:

$$l = B \cdot Z^r, \quad (10)$$

где B и r – константы, а Z – параметр Зинера-Холомона, который определяется как [29]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_Z}{R_g T}\right). \quad (11)$$

Здесь Q_Z – энергия активации процесса разупрочнения.

Для статической рекристаллизации размер рекристаллизованного зерна принимался равным критическому размеру:

$$d_{\text{cr}}^i = \frac{4\gamma}{\tau\rho_i}. \quad (12)$$

В качестве критерия для наступления статической рекристаллизации использовался подход, описанный в [30], согласно которому при отжиге растут субзерна (или ячейки), которые и являются зародышами рекристаллизации. Рекристаллизация начинается, если (когда) зародышам удастся дорасти до критического размера.

В [30] предлагается учитывать тот факт, что размеры ячеек (субзерен) имеют лог-нормальное распределение или распределение Рэлея. Рекристаллизация может начаться, когда наибольшие из субзерен достигают критического размера. Принимается, что для логнормального распределения максимальный размер в три раза больше среднего, т.е. критерием начала статической рекристаллизации является:

$$3l > d_{\text{cr}}. \quad (13)$$

Скорость роста субзерен определяется выражением [30]:

$$\dot{l} = M_{\text{LA}} \cdot \tau(\bar{\rho}_{\text{Def}} - \rho_0), \quad (14)$$

где M_{LA} – подвижность малоугловых границ.

В объеме материала, соответствующего i -му интервалу плотностей дислокаций, где выполняется условие (13), идет рекристаллизация. Для всех таких интервалов доля H_i уменьшается, а H_0 (доля материала с наименьшей плотностью дислокаций) – увеличивается на соответствующую величину:

$$H_0^{t+\Delta t} = H_0^t + H_i^t \cdot \left(1 - 2^{-\frac{\Delta t}{t_{0.5}}}\right), \quad (15)$$

$$H_i^{t+\Delta t} = H_i^t \cdot 2^{-\frac{\Delta t}{t_{0.5}}}. \quad (16)$$

При этом \dot{X} , необходимое для расчета \dot{D} (1), оценивалось численно:

$$\dot{X} = \frac{H_0^{t+\Delta t} - H_0^t}{\Delta t}. \quad (17)$$

Число рекристаллизованных зерен, приходящихся на одно старое, N (для данной стадии деформации), рассчитывалось как

$$N = (D_0 / \bar{d}_{cr})^3, \quad (18)$$

где \bar{d}_{cr} – средний критический размер зародыша, рассчитанный на основе (12), исходя из средней плотности дислокаций в материале $\bar{\rho}$. Число N фиксировано для деформации на каждом проходе. Предполагается, что если рекристаллизация начнется и завершится к моменту начала следующей деформации, то вместо каждого деформированного зерна возникнет N новых, а средний размер зерна соответствующим образом уменьшится.

Размеры и объемные доли карбонитридных выделений, необходимые для учета сдерживания роста зерна (5), рассчитывались на основе подхода, предложенного нами ранее [31, 32]. При этом предполагалось, что зарождение новых частиц происходит на дислокациях. Таким образом, в модели осуществляется взаимосвязь изменений дислокационной и зеренной структуры с эволюцией ансамбля выделений вторых фаз.

При моделировании многопроходной деформации необходимо также учитывать, что температурный режим изменяется от прохода к проходу (как правило, температура понижается). Поэтому желательно предусмотреть возможность образования карбонитридных выделений новых составов. Строго говоря, даже если бы температура не менялась, то, в любом случае, состав матричной фазы изменяется на каждом временном шаге. Соответственно, на каждом шаге матрица становится максимально пересыщена (если она вообще пересыщена) по отношению к карбонитридной фазе иного состава, нежели на предыдущем шаге. Чтобы соблюсти баланс между реалистичностью физической модели и производительностью алгоритма, возможность образования выделений нового состава оценивалась только в начале каждого прохода (или если температура изменилась более, чем на 10°C).

Состав новых выделений рассчитывался из условия равенства химических потенциалов элементов в новых частицах и матрице и баланса масс между новыми частицами и матрицей по отношению к текущему составу матрицы:

$$\mu_i^{\gamma'} = \mu_i^{\text{prec}}, \quad (19)$$

$$(1 - f_{\text{prec}}^i) X_i^{\gamma'} + f_{\text{prec}}^i X_i^{\text{prec}} = X_i^{\gamma}. \quad (20)$$

Здесь $\mu_i^{\gamma'}$ и μ_i^{prec} – химические потенциалы элементов в аустените и в новой фазе соответ-

ственно, f_{prec}^i – доля новой фазы относительно аустенита, $X_i^{\gamma'}$ – доля i -го элемента в аустените после образования новой фазы, X_i^{prec} – доля i -го элемента в новом карбонитриде, X_i^{γ} – доля i -го элемента в аустените на текущем шаге (все доли в атомных единицах).

Термодинамическое описание аустенита и карбонитридов строилось на основе CALPHAD-метода [33] в сочетании с подрешеточной моделью [34]. Парциальные свободные энергии для элементов в подрешетке замещения твердых растворов вычислялись по формуле [34]:

$$\begin{aligned} \mu_M^f = \mu_{M:va}^f = G^f + \frac{\partial G^f}{\partial^f Y_M^1} + \frac{\partial G^f}{\partial^f Y_{va}^2} - \\ - \sum_s \sum_j \frac{\partial G^f}{\partial^f Y_j^s} f Y_j^s, \text{ где } i \in \text{Me}. \end{aligned} \quad (21)$$

Здесь G^f – энергия Гиббса фазы f в формульных единицах; $f Y_j^s$ – мольная доли i -го элемента в s -ой подрешетке.

Для С и N парциальные свободные энергии рассчитывались как

$$\mu_i^f = \mu_{M:i}^f - \mu_{M:va}^f, \text{ где } i \in \text{C, N}; M \in \text{Me}. \quad (22)$$

Добавление новых выделений происходит при условии, что в системе еще нет других частиц с похожим составом. “Похожесть” определялась как суммарное отличие в составе по всем элементам менее, чем на заданную величину (к примеру, 10 или 20%).

ПАРАМЕТРЫ МОДЕЛИ

Термодинамические параметры и коэффициенты диффузии, необходимые для моделирования поведения карбонитридных выделений, приведены в работах [31, 32, 35].

Остальные параметры приведены в табл. 1.

ТЕСТИРОВАНИЕ МОДЕЛИ

Основная цель данной работы – проверка возможности использования алгоритма на основе подхода, предложенного в [22], для моделирования многопроходной деформации. Поэтому было выполнено сравнение с имеющимися в литературе экспериментальными данными, которых, к сожалению, очень немного.

В одной из таких работ [6] были исследованы зависимости структурных характеристик сталей с Nb, Ti и V для разных составов сплава и режимов деформаций. В том числе в ней приводятся данные по изменению размера аустенитного

Таблица 1. Значения параметров, использованные при моделировании

Переменная	Значение	Источник
B	$26 \cdot 10^{-5}$	[17]
G	$81 \cdot \left[1 - \frac{0.91(T - 300)}{1800} \right]$ ГПа	[36]
k_{dyn}^0	30	[17]
k_{st}^0	$4.5 \cdot 10^{-9}$	[19]
M_0	$120 \text{ м}^4/(\text{Дж} \cdot \text{с})$	[37]
M_{LA}	$43.16 \cdot \exp\left(-\frac{307618}{R_g T}\right)$	[16]
QQ	350 кДж/моль	[38]
Q_{dyn}	25000 Дж	[17]
Q_{st}	185000 Дж	[19]
Q_Z	320 кДж/моль	[39]
r	-0.1	[17]
$t_{0.5}$	$0.14 \varepsilon^{0.81} \dot{\varepsilon}^{-0.87} \exp\left(\frac{23000}{R_g T}\right)$ для метадинамической рекристаллизации	[17]
	$1.11 \cdot 10^{-11} \varepsilon^{-2.65} \dot{\varepsilon}^{-0.33} \times \exp\left(\frac{218000}{R_g T}\right)$ для статической рекристаллизации	
α	4	[40]
β	12	[41]
γ	$1.311 - 0.0005T$ Дж/м ²	[19]
ρ_0	$1.68 \cdot 10^9 \cdot \exp\left(\frac{5020}{R_g T}\right) \text{ м}^{-2}$	[42]

зерна для титан-ванадиевой стали (хим. состав приведен в табл. 2) при прокатке для двух режимов деформации. Перед первым проходом размер зерна был 17 мкм. Затем он измерялся после каждой деформации, выдержки и закалки в воду, т. е. непосредственно перед очередным этапом деформации.

Чтобы провести сравнение с результатами, представленными в [6], мы предварительно рас-

считали, сколько титана должно быть связано в крупные нитриды, которые выделяются в процессе затвердевания из расплава. Это важно, поскольку крупные нитриды практически не участвуют в сдерживании роста зерна, а связанные в них Ti и N, соответственно, не могут выделяться в виде новых частиц. Расчет был выполнен с помощью алгоритма, представленного в [43]. Оказалось, что для указанной стали после кристаллиза-

Таблица 2. Состав стали (мас. %) для исследования влияния режимов деформации [6]

C	Mn	N	Si	Ti	V	Fe
0.14	1.5	0.011	0.45	0.013	0.036	Осн.

ции в аустените остается 0.0084 мас.% Ti и 0.0096 мас.% N. Такое количество Ti и N и было заложено в качестве исходных данных для моделирования деформации. Кроме того, в качестве начального состояния объемная доля TiN была задана равной 0.00015 (что соответствует почти максимальному связыванию Ti и N). Распределение частиц – нормальное, средний радиус частиц 19.0 нм, среднеквадратичное отклонение (СКО) 6.3 нм. Такие параметры были заданы исходя из того, что при 1150 °C зерно растет довольно быстро, но, судя по экспериментальным данным (рис. 1, 2), частицы ограничивают его размер на уровне ~30÷50 мкм. Скорость деформации $\dot{\epsilon}$ была задана равной 2 с⁻¹. Охлаждение листа учитывалось в виде разбиения этого временного промежутка на несколько ступеней с уменьшающейся температурой на каждой ступени. Температуры деформации по проходам составляли: 1150 °C → 1075 °C → 1000 °C → 950 °C.

Результаты моделирования и соответствующие экспериментальные данные приведены на рис. 1, 2. Как видно из приведенного сравнения, согласие результатов расчета с экспериментом вполне удовлетворительное. Однако следует заметить, что в данном случае результаты расчетов довольно чувствительны к исходному состоянию и параметрам обработки. К примеру, выход размера зерна на плато через некоторое время после первой деформации связан со сдерживающей силой со стороны выделений, параметры которых, в отсутствие соответствующей информации в [6], были нами заданы достаточно произвольно. Иное исходное состояние ансамбля выделений TiN

(объемная доля и/или средний радиус) значительно изменяет результаты моделирования. Это как раз свидетельствует в пользу того, насколько важно уделять внимание максимально реалистичному описанию поведения ансамбля выделений вторых фаз при моделировании деформации.

В [6] также исследовалось, как изменяется размер аустенитного зерна при прокатке для двух разных исходных размеров зерен. Состав сплава, который использовался для этого в [6], приведен в табл. 3. Для получения разного исходного размера аустенитного зерна сталь в одном случае отжидали в течение 2-х минут при 1200 °C, а в другом – 1 ч при 1300 °C, получив при этом начальный размер зерна, соответственно, 20 и 300 мкм. Схема деформации для обоих состояний стали была 1150 °C(20%) → 1100 °C(20%) → 1060 °C(20%) → 1030 °C(20%), а скорость охлаждения составляла 1 °C·с⁻¹. Оказалось, что после первой деформации (см. рис. 3, 4) размер зерна для этих двух образцов отличается примерно в 3 раза. Авторы [6] использовали свою феноменологическую модель, чтобы описать полученные экспериментальные результаты, и прогноз на основе этой модели не давал такого существенного различия. Поэтому в [6] было высказано предположение, что значительно больший размер зерна после первой деформации стали с исходным размером зерна 300 мкм объясняется тем, что в процессе отжига при 1300 °C множество мелких выделений растворилось. Соответственно, при 1200 °C их осталось больше, что и привело к более сильному сдерживанию роста зерна.

Наша модель, по крайней мере, на качественном уровне позволяет проверить эту гипотезу.

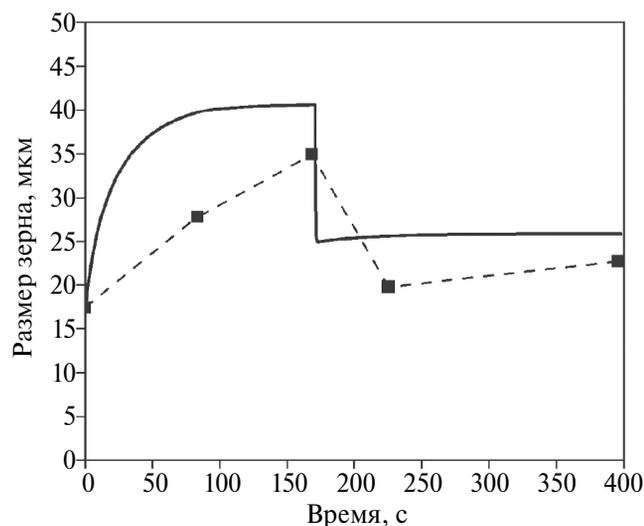


Рис. 1. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [6] для режима деформации 20%→10%→30%→10%. Символ ■ и штриховая линия – экспериментальные данные; сплошная линия – результаты моделирования.

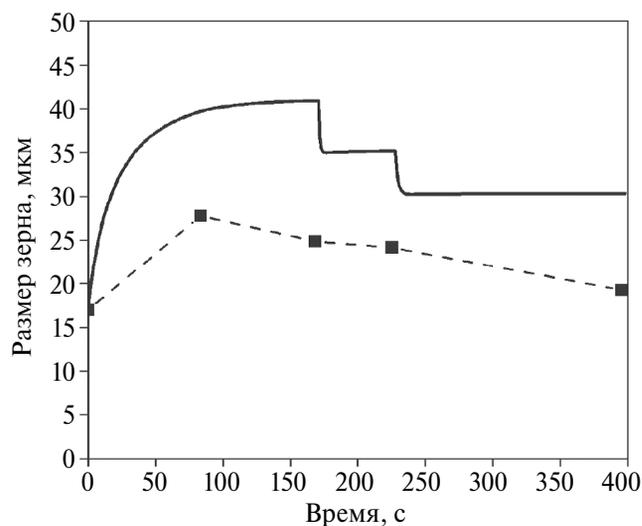


Рис. 2. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [6] для режима деформации 20%→20%→20%→20%. Символ ■ и штриховая линия – экспериментальные данные; сплошная линия – результаты моделирования.

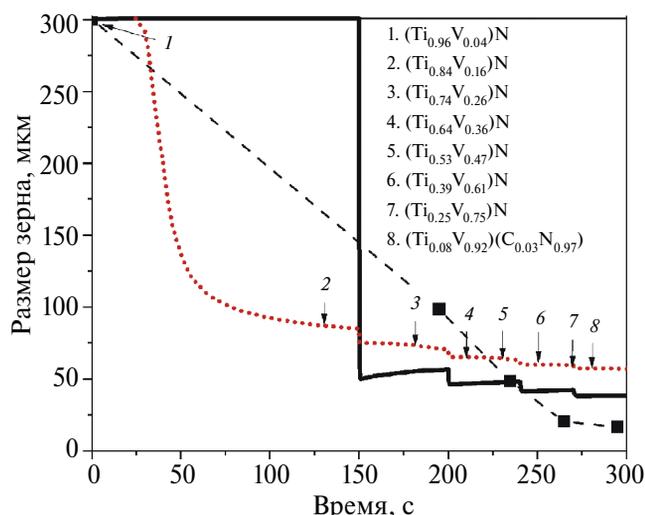


Рис. 3. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [6] для исходного размера зерна 300 мкм. Символ ■ и черная штриховая линия — экспериментальные данные; сплошная линия — результаты моделирования; пунктирная линия — размер зерна, лимитируемый выделениями. Номерами со стрелками отмечено появление выделений новых составов.

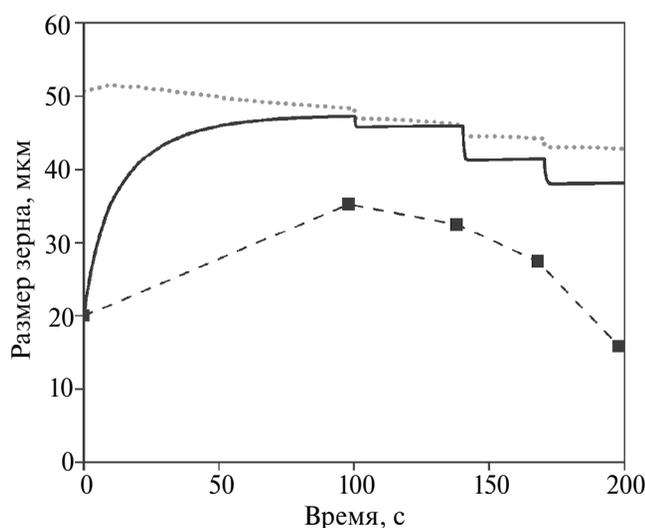


Рис. 4. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [6] для исходного размера зерна 20 мкм. Символ ■ и черная штриховая линия — экспериментальные данные; сплошная линия — результаты моделирования; пунктирная линия — размер зерна, лимитируемый выделениями.

К сожалению, состояние ансамбля выделений в [6] исследовано не было, поэтому оно было задано на основе некоторых оценок, которые изложены далее. Согласно расчетам на основе (1), а также экспериментальным данным [44, 45] зерно при таких температурах растет довольно быстро, и отжига в течение 1 ч при 1300 °С достаточно для того, чтобы оно выросло до размера, который лимитируется частицами вторых фаз. Исходя из это-

го в качестве начального состояния для ансамбля выделений было задано нормальное распределение, средний радиус частиц 69.4 нм и СКО 20 нм. Объемная доля выделений — 0.000087 — и их состав — $(Ti_{0.96}V_{0.04})N$ — соответствовали равновесным значениям при данной температуре. Аналогично тому, как это было сделано выше, учитывалось, что часть нитридов титана выделяется из жидкой фазы при рекристаллизации и далее не участвует в фазовых превращениях. Расчет показал, что для данного состава стали после кристаллизации расплава в твердом растворе остается 0.0051 мас. % Ti и 0.0115 мас. % N (за вычетом Ti и N, связанных в крупные нитриды).

Аналогично можно попытаться подобрать исходные данные, соответствующие предварительному отжигу при 1200 °С. Если следовать указанному выше предположению авторов, то после отжига при 1200 °С в стали присутствует та же фракция частиц со средним радиусом ~69.4 нм и СКО 20 нм, но дополнительно есть еще некоторая фракция дисперсных частиц, из-за которых зерно смогло дорасти лишь до 20 мкм. С учетом того, что при 1200 °С равновесная объемная доля выделений соответствует почти максимальному связыванию Ti и N — 0.000106, объемная доля дисперсных частиц должна быть около 20%. Оказалось, что подобрать какой-то средний размер этих мелких выделений с указанными установками не представляется возможным. Однако в [6] указано, что предварительный нагрев при 1200 °С осуществлялся не в течение 1 ч (как для 1300 °С), а лишь двух минут. Зерно могло просто не успеть дорасти до своего максимального размера, лимитируемого выделениями. Поэтому исходное состояние выделений в этом случае было задано несколько произвольно: было использовано бимодальное распределение с характеристиками крупной фракции, указанными выше, и дисперсной фракции с нормальным распределением: средний радиус частиц 0 нм и СКО 2 нм. Количественная доля дисперсной моды распределения была задана 0.99987, что соответствует ~21% ее объемной доли. Состав всех выделений — $(Ti_{0.912}V_{0.098})N$. При таких характеристиках ансамбля выделений максимальный размер зерна (согласно Зинеровской модели) составляет ~50 мкм. Поэтому надо иметь в виду, что при другом исходном состоянии результаты моделирования будут отличаться.

Сравнение результатов моделирования и экспериментальных данных [6] приведено на рис. 3, 4. На графиках пунктирной линией нанесен максимальный размер зерна, который может быть достигнут согласно Зинеровской модели. Кроме того, на рис. 3 в качестве иллюстрации работы алгоритма, который учитывает возмож-

ность выделения частиц новых составов, отмечено появление новых типов выделений в соответствующие моменты времени (в качестве порога “похожести” задано 20% отличие по составу от существующих). Из рис. 3 видно, что, согласно нашим расчетам, образования (и роста) частиц при охлаждении и первой деформации недостаточно, чтобы ограничить рост зерна. И хотя расчетный рост зерна происходит недостаточно быстро, чтобы достичь указанных в [6] 100 мкм, можно заключить, что высказанная в [6] гипотеза вполне может оказаться верной. То есть, большое отличие в размере зерна между образцами происходит, скорее, из-за разного состояния выделений вторых фаз, чем из-за влияния собственно исходного размера зерна на кинетику рекристаллизационных процессов.

В целом, можно заключить, что модель показывает вполне удовлетворительное согласие с экспериментальными данными [6]. Особенно с учетом того, что информация об исходном состоянии образцов неполна. Отметим также, что при расчетах была задана скорость деформации $\dot{\epsilon} = 2 \text{ с}^{-1}$, хотя она не была указана в [6] для этих экспериментов (такое значение было указано в [6] для других обработок). По-видимому, авторы [6] не считают $\dot{\epsilon}$ столь важным параметром, поэтому и не приводят ее для всех своих экспериментов. Однако следует заметить, что при одних и тех же условиях прокатки (диаметр валков, линейная скорость движения листа) каждое последующее уменьшение толщины заготовки на 20% соответствует возрастанию $\dot{\epsilon}$ примерно на 10%. А это, согласно данной модели, приводит ко все большему уменьшению размера рекристаллизованного зерна.

В работе [9] исследовалось поведение стали при многопроходной деформации. Состав этой стали приведен в табл. 3, а схема деформации – в табл. 4. Перед первым проходом образцы отжигали при 1250 °С в течение 5 мин, чтобы растворились все частицы NbC.

Результаты расчетов и экспериментальные данные приведены на рис. 5. Как видно, в данном случае результаты моделирования лишь качественно повторяют характер изменения размера зерна, который наблюдается в эксперименте. Количественное же согласие не вполне удовлетворительное. Так, на примере длинной междеформационной паузы после 5-го прохода, хорошо видно, что скорость роста зерна, согласно нашей модели, заметно меньше, чем это наблюдается в эксперименте. Аналогичный факт наблюдался при сравнении с результатами [46] в нашей работе по однопроходной деформации [22]. Это могло бы подтолкнуть к выводу о том, что использованное нами значение подвижности границы зерна

Таблица 3. Состав стали [9], мас.%

Al	C	Mn	Nb	P	S	Si	Ti
0.036	0.06	1.53	0.04	0.009	0.002	0.02	0.013

Таблица 4. Схема деформации [9]

№ прохода	T, °C	ϵ , %	$\dot{\epsilon}$, с^{-1}	Время после прохода, с
1	1125	11	1.13	11.7
2	1120	11.3	1.21	18.36
3	1111	14.7	1.51	10.95
4	1105	15.2	1.95	7.17
5	1098	15.8	2.17	76.75
6	1060	15.6	2.52	7.72
7	1054	15.8	3.14	7.89
8	1045	14.5	3.26	8.28
9	1036	13.7	3.40	8.69
10	1022	12.7	3.52	–

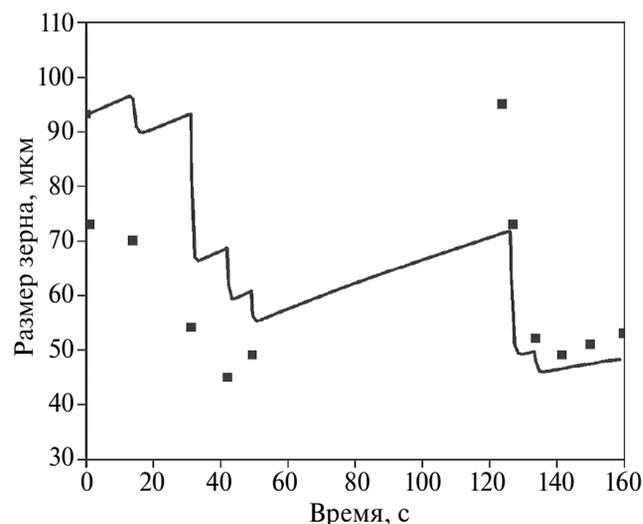


Рис. 5. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [9]. Символ ■ – экспериментальные данные, линии – результаты моделирования.

не самое надежное, и следует использовать данные других источников, либо предложить свое значение. Однако при сравнении (рис. 1, 2) с [6] расчет, наоборот, показывает большую скорость роста, чем наблюдается в эксперименте. Такие результаты могут быть связаны как с несовершенством самой модели, которая учитывает только средний размер зерна, так и с тем, что на скорость движения границы зерна могут влиять какие-то другие факторы, которые не учитываются в используемом нами подходе, как то: количество примесных атомов в твердом растворе,

ускорение самодиффузии в условиях высокой плотности дислокаций и т.п.

Можно заметить еще одно расхождение данных [9] с результатами расчетов – отсутствие измельчения зерна после первого прохода. Анализ выходных данных работы алгоритма показывает, что, согласно модели, в данном случае формально условие для наступления статической рекристаллизации (13) выполняется, однако расчетный критический размер субзерна (начиная с которого субзернам выгодно расти, трансформируясь в зерна) оказывается больше размера зерен. Так как, согласно эксперименту, измельчение все-таки происходит, можно предположить, что в данном случае либо проявляется некоторое несовершенство модели (и/или использованы не самые удачные параметры модели), либо имеют место неточности в экспериментальных данных.

Для тестирования настоящей модели были также использованы экспериментальные данные [2], где исследовалось поведение стали Fe–0.1C–1.42Mn–0.053N–0.035Nb–0.31Si (мас.%) при многопроходной деформации. Образцы деформировались за 8 проходов, начиная с 1180°C с $\dot{\varepsilon} = 2\text{ с}^{-1}$, и $\varepsilon = 20\%$ на каждом проходе, время между проходами – 30 с, скорость охлаждения $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{с}^{-1}$. Результаты моделирования и экспериментальные данные приведены на рис. 6.

Из приведенного на рис. 6 сравнения видно, что, по крайней мере, на первых проходах модель предсказывает заниженный размер зерна после рекристаллизации, по сравнению с данными [2]. Кроме того, результаты моделирования для разных исходных размеров зерна практически не от-

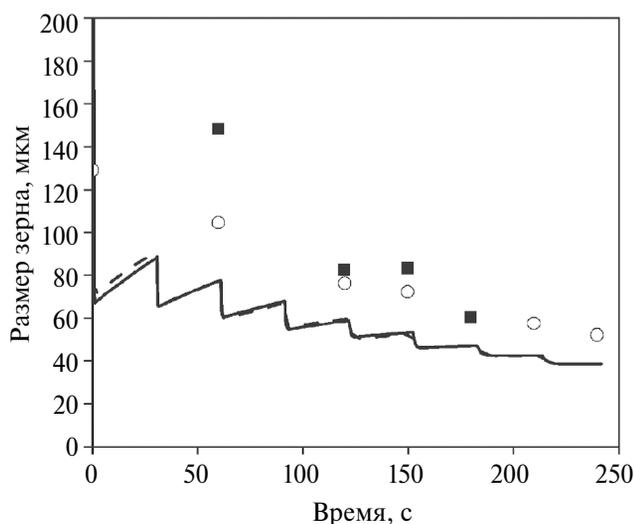


Рис. 6. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными [2]. Символ ■ – экспериментальные данные для исходного размера зерна 806 мкм, ○ – для 129 мкм; линии – результаты моделирования: сплошная – для исходного размера зерна 806 мкм, штриховая – 129 мкм.

личаются уже после первого прохода, в то время как, согласно экспериментальным данным [2], в стали, с исходно бóльшим зерном, после второго прохода зерно и остается заметно больше, чем в стали с исходно более мелким зерном. Хотя сами авторы отмечают, что независимо от исходного размера уже после нескольких проходов размер зерна в стали практически не отличается.

Следует отметить, что деформация в [2] выполнялась кручением, а не прокаткой, что может в какой-то мере объяснить заметное расхождение с прогнозом на основе нашей модели, так как большинство использованных нами параметров были оценены именно для прокатки. Однако, не стоит исключать и вклад некоторого несовершенства модели. Так, например, в построенной нами модели не подразумевается влияния исходного размера зерна на критический размер, и соответственно, на размер рекристаллизованного зерна.

ОБСУЖДЕНИЕ

В предыдущей работе [22], где мы использовали аналогичный подход для моделирования однократной деформации, была отмечена проблема с надежностью параметров модели. При уточнении этой модели и выборе параметров для расчетов в настоящей работе указанная проблема также проявилась в полной мере. В [22] и здесь мы ставили задачу только построения (и тестирования) модели. Предполагалось использовать наиболее надежные значения параметров, полученные авторами других работ. Однако оказалось, что значительную часть параметров трудно считать надежными. Проблема возникает вследствие того, что исследователи зачастую используют большое количество оптимизируемых переменных при ограниченном наборе экспериментальных данных. В итоге, как правило, оказывается, что модель хорошо описывает экспериментальные данные, но значения предложенных в различных работах параметров могут отличаться на порядки. Достаточно сказать, что в статьях, посвященных построению аналогичных моделей, можно встретить использование значения зернограничной энергии 0.5, 0.75, ~ 1 Дж/м² или же оно само тоже является оптимизируемым параметром наряду с другими. При этом зернограничная энергия является довольно важным параметром, так как критический размер зерна при рекристаллизации и скорость роста зерен, согласно используемой нами модели, прямо пропорциональны этой величине.

Можно отметить еще одно серьезное различие в подходах у разных исследователей. В одних работах, например [15–17], размер субзерна (ячейки) принимается постоянным. В других,

например [19, 26], модель строится на основе так называемого принципа подобия [47], согласно которому длина свободного пробега дислокации (равная размеру ячейки) связана с плотностью дислокаций соотношением:

$$l = K / \sqrt{\rho}, \quad (23)$$

где K – параметр материала.

Понятно, что картина процессов, протекающих в моделируемом материале в двух этих случаях будет отличаться радикально. Так, согласно настоящей модели (в которой принимается, что размер субзерна постоянен), при расчетах для схем деформации, соответствующих реальным технологическим режимам промышленного производства сталей, вряд ли можно ожидать протекания динамической рекристаллизации (если использовать критерий (9)).

В то же время, очевидно, что, согласно (6), с учетом (23) в процессе деформации плотность дислокаций возрастает со все большей скоростью, до тех пор, пока будут доминировать процессы динамического возврата или не начнется (динамическая) рекристаллизация. В этом случае для типовых скоростей деформации при промышленном производстве стального проката вполне можно ожидать выполнения критерия наступления динамической рекристаллизации (9).

Все это не может не наталкивать на мысль, что значительная часть предложенных моделей (с их хорошим соответствием эксперименту) – не более, чем изошренная подгонка. Тем не менее мы не склонны настаивать на таком выводе. Возможно, что с учетом сложности и многогранности протекающих при деформации металлических сплавов процессов, построение различных моделей с оптимизационным подбором параметров – естественный путь развития материаловедения на данном этапе. И данная работа показывает, что даже с учетом отмеченных проблем и допущений вполне можно построить модель, которая дает удовлетворительное согласие с экспериментом безо всякой подгонки параметров. А это было бы гораздо труднее, если бы к настоящему времени не было выполнено значительного массива аналогичных исследований, где проверены одни параметры модели и предложены другие.

Настоящую модель можно рассматривать, как базовый вариант. При анализе накопленной в научной литературе экспериментальной информации был выявлен ряд слабых мест нашей модели, которые можно было бы учесть (и попытаться устранить) при дальнейшем ее развитии. Так, например, в предложенном здесь подходе начальный размер зерна крайне слабо влияет на размер зерна после рекристаллизации, в то время как в большинстве экспериментов это влияние гораз-

до более выражено. Кроме того, перспективным и первоочередным видится учет таких факторов как:

- влияние состава твердого раствора на энергию границы зерна;
- уменьшение подвижности границы зерна за счет сегрегации примесных атомов
- учет ускоренной диффузии по дислокациям и границам зерен.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В парадигме минимально-возможного использования подгоночных параметров сделана попытка построения модели для прогнозирования изменения фазового состава и структурных характеристик низколегированных сталей при многопроходной горячей прокатке. Модель учитывает взаимовлияние эволюции выделений вторых фаз, плотности дислокаций и среднего размера зерна стали.

Выполнено сравнение результатов моделирования с имеющимися в литературе экспериментальными данными и показано их удовлетворительное согласие.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22–29–01106).

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Siwecki T., Sandberg A., Roberts W.* Processing characteristics and properties of Ti-V-N steels / Reprint of papers on vanadium steel from the proceedings of “ASM HSLA Steels Technology and Applications Conference, Philadelphia, USA, Oct. 1983. P. 63–78.
2. *Abad R., Fernández A.I., López B., Rodríguez-Ibabe J.M.* Interaction between recrystallization and precipitation during multipass rolling in a low carbon niobium microalloyed steel // *ISIJ International*. 2001. V. 41. № 11. P. 1373–1382.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.1373>
3. *Chen S., Li L., Peng Zh., Huo X., Gao J.* Strain-induced precipitation in Ti microalloyed steel by two-stage controlled rolling process // *JMR&T*. 2020. V. 9. № 6. P. 15759–15770.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.11.040>
4. *Dutta B., Sellars C.M.* Effect of composition and process variables on Nb(C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite // *Mater. Sci. Techn.* 1987. V. 3. № 3. P. 197–206.
<https://doi.org/10.1179/mst.1987.3.3.197>
5. *Dutta B., Valdes E., Sellars C.M.* Mechanism and kinetics of strain induced precipitation of Nb(C, N) in austenite // *Acta Metal. Mater.* 1992. V. 40. № 4. P. 653–662.
[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90006-Z](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90006-Z)

6. *Siwecki T.* Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling // *ISIJ International*. 1992. V. 32. № 3. P. 368 – 376. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.32.368>
7. *Avrami M.* Kinetics of phase change. II Transformation-time relations for random distribution of nuclei // *J. Chem. Phys.* V. 8. P. 212–224. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
8. *Hellman P, Hillert M.* On the effect of second-phase particles on grain growth // *Scand. J. Metall.* 1975. V. 4. P. 211–219.
9. *Shen B., Zhu S.H., Zhang H.H.* Microstructure evolution in Nb–Ti micro-alloyed steel during hot compression and hot rolling simulation // *Appl. Mech. Mater.* 2013. V. 395–396. P. 342–347. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.395-396.342>
10. *Siciliano F, Jr.* Mathematical modeling of the hot strip rolling of Nb microalloyed steels / Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal. 1999. 165 p.
11. *Dutta B., Palmiere E.J., Sellars C.M.* Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nb microalloyed steels // *Acta Materialia*. 2001. V. 49. № 5. P. 785–794. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00389-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00389-X)
12. *Sellars C.M., Palmiere E.J.* Modelling Strain Induced Precipitation of Niobium Carbonitride during Multipass Deformation of Austenite // *Mater. Sci. Forum*. 2005. V. 500–501. P. 3–14. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.3>
13. *Nagarajan V., Palmiere E.J., Sellars C.M.* New approach for modelling strain induced precipitation of Nb(C, N) in HSLA steels during multipass hot deformation in austenite // *Mater. Sci. Techn.* 2009. V. 25. № 9. P. 1168–1174. <https://doi.org/10.1179/174328409X455242>
14. *Lin X., Zou X., An D., Krakauer B.W., Zhu M.* Multi-scale modeling of microstructure evolution during multipass hot-rolling and cooling process // *Materials*. 2021. V. 14. № 11:2947. <https://doi.org/10.3390/ma14112947>
15. *Sandström R., Lagneborg R.* A model for hot working occurring by recrystallization // *Acta Metall.* 1975. V. 23. P. 387–398. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(75\)90132-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(75)90132-7)
16. *Madej L., Sitko M., Pietrzyk M.* Perceptive comparison of mean and full field dynamic recrystallization models // *Arch. Civil Mechan. Eng.* 2016. V. 16. № 4. P. 801–813. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2016.03.010>
17. *Roucoules C., Pietrzyk M., Hodgson P.D.* Analysis of work hardening and recrystallization during the hot working of steel using a statistically based internal variable model // *Materials Science and Engineering: A*. 2003. V. 339. № 1–2. P. 1–9. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00120-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00120-X)
18. *Timoshenkov A., Warczok P., Albu M., Klarner J., Kozeschnik E., Bureau R., Sommitsch C.* Modelling the dynamic recrystallization in C–Mn micro-alloyed steel during thermo-mechanical treatment using cellular automata // *Comput. Mater. Sci.* 2014. V. 24. P. 85–94. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.02.017>
19. *Buken H., Kozeschnik E.* A model for static recrystallization with simultaneous precipitation and solute drag // *Metall. Mater. Trans. A*. 2017. V. 48. P. 2812–2818. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3524-5>
20. *Горбачев И.И., Пасынков А.Ю., Попов В.В.* Моделирование влияния горячей деформации на размер аустенитного зерна низколегированных сталей с карбонитридным упрочнением // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 6. С. 582–589. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18060078>
21. *Горбачев И.И., Пасынков А.Ю., Попов В.В.* Моделирование эволюции карбонитридных частиц сложного состава при горячей деформации низколегированной стали // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 8. С. 817–826. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18080021>
22. *Горбачев И.И., Корзунова Е.И., Попов В.В., Хабибуллин Д.М., Урцев Н.В.* Модель для прогнозирования размера аустенитного зерна при горячей деформации низколегированных сталей с учетом эволюции дислокационной структуры // *ФММ*. 2023. Т. 124. № 12. С. 1244–1252.
23. *Ding R., Guo Z.X.* Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization // *Acta Materialia*. 2001. V. 49. № 10. P. 3163–3175. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00233-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00233-6)
24. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2004. 574 p. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044164-1.X5000-2>
25. *Gladman T.* On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals // *Proc. R. Soc. Lond. A*. 1966. V. 294. P. 298–309. <https://doi.org/10.1098/rspa.1966.0208>
26. *Estrin Y., Mecking H.* A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models // *Acta Metall.* 1984. V. 32. № 1. P. 57–70. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90202-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90202-5)
27. *Sandström R.* Subgrain growth occurring by boundary migration // *Acta Metal.* 1977. V. 25. № 8. P. 905–911. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90177-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90177-8)
28. *Roberts W., Ahlblom B.* A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working // *Acta Metall.* 1978. V. 26. № 5. P. 801–813. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90030-5)
29. *Zener C., Hollomon J.H.* Effect of strain rate upon plastic flow of steel // *J. Appl. Phys.* 1944. V. 15. № 12. P. 22–32. <https://doi.org/10.1063/1.1707363>
30. *Zurob H.S., Y. Bréchet Y., Dunlop J.* Quantitative criterion for recrystallization nucleation in single-phase alloys: Prediction of critical strains and incubation

- times // *Acta Mater.* 2006. V. 54. № 15. P. 3983–3990. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.04.028>
31. Горбачев И.И., Попов В.В., Пасынков А.Ю. Моделирование эволюции выделений двух карбонитридных фаз в сталях с Nb и Ti при изотермическом отжиге // *ФММ.* 2013. Т. 114. № 9. С. 807–817. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13090068>
 32. Popov V.V., Gorbachev I.I., Pasyнков A.Yu. Simulation of precipitates evolution in multiphase multicomponent systems with consideration of nucleation // *Philosoph. Mag.* 2016. V. 96. № 35. P. 3632–3653. <https://doi.org/10.1080/14786435.2016.1232867>
 33. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. *Computational Thermodynamics: The Calphad Method.* Cambridge University Press: The Edinburgh Building, Cambridge CB2 8RU, UK, 2007. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511804137>
 34. Sundman B. A regular solution model for phases with several components and sublattices, suitable for computer applications // *J. Phys. Chem. Solids.* 1981. V. 42. № 4. P. 297–301. [https://doi.org/10.1016/0022-3697\(81\)90144-X](https://doi.org/10.1016/0022-3697(81)90144-X)
 35. Горбачев И.И., Попов В.В., Пасынков А.Ю. Термодинамическое моделирование карбонитридообразования в сталях с Nb и Ti // *Физика металлов и металловедение.* 2012. Т. 113. № 7. С. 727–735.
 36. Liu W.J., Jonas J. Characterisation of critical nucleus/matrix interface: Application to Cu–Co alloys and microalloyed austenite // *Mater. Sci. Technol.* 1989. V. 5. P. 8–12. <https://doi.org/10.1179/mst.1989.5.1.8>
 37. Banerjee K., Militzer M., Perez M., Wang X. Nonisothermal austenite grain growth kinetics in a microalloyed X80 linepipe steel // *Mater. Mater. Trans. A.* 2010. V. 41A. № 12. P. 3161–3172. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0376-2>
 38. Uhm S., Moon J., Lee Ch., Yoon J., Lee B. Prediction model for the austenite grain size in the coarse grained heat affected zone of Fe–C–Mn steels: Considering the effect of initial grain size on isothermal growth behavior // *ISIJ International.* 2004. V. 44. № 7. P. 1230–1237. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1230>
 39. Pietrzyk M. Through-process modelling of microstructure evolution in hot forming of steels // *J. Mater. Process. Techn.* 2002. V. 125–126. P. 53–62. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00285-6](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00285-6)
 40. Hillert M. On the theory of normal and abnormal grain growth // *Acta Met.* 1965. V. 13. P. 227–238. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(65\)90200-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(65)90200-2)
 41. Rios P.R. Overview no. 62: A theory for grain boundary pinning by particles // *Acta Metal.* 1987. V. 35. № 12. P. 2805–2814. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(87\)90280-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90280-X)
 42. Liu W.J., Jonas J. Nucleation kinetics of Ti carbonitride in microalloyed austenite // *Metall. Trans.* 1989. V. A 20. P. 689–697. <https://doi.org/10.1007/BF02667586>
 43. Gorbachev I., Popov V. Thermodynamic simulation of solidification of Ti-containing steels with consideration for possibility of peritectic transformation and second phase precipitation // *Metals.* 2023. V. 13. № 1. 41. <https://doi.org/10.3390/met13010041>
 44. Maalekian M., Radis R., Militzer M., Moreau A., Poole W.J. In situ measurement and modelling of austenite grain growth in a Ti/Nb microalloyed steel // *Acta Mater.* 2012. V. 60. P. 1015–1026. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.11.016>
 45. Khalaj G., Yoozbashizadeh H., Khodabandeh A., Tamizifar M. Austenite grain growth modelling in weld heat affected zone of Nb/Ti microalloyed linepipe Steel // *Mater. Sci. Techn.* 2014. V. 30. № 2. P. 424–433. <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000364>
 46. Sarkar S., Moreau A., Militzer M., Poole W.J. Evolution of austenite recrystallization and grain growth using laser ultrasonics // *Metal. Mat. Trans. A.* 2008. V. 39. P. 897–907. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9461-6>
 47. Kuhlmann-Wilsdorf D. A New Theory of Linear Workhardening // *Intern. J. Mater. Research.* 1962. V. 53. № 5. P. 324–325. <https://doi.org/10.1515/ijmr-1962-530510>

Simulation of the Evolution of Phase Composition and Austenite Grain Size upon Multi-Pass Hot Deformation of Low-Alloy Steels

I. I. Gorbachev^{1,*}, E. I. Korzunova¹, V. V. Popov¹, D. M. Khabibulin², N. V. Urtsev²

¹ Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, 620108 Russia

² Ausferr Research and Technology Center, Magnitogorsk, 455000 Russia

*e-mail: gorbachev@imp.uran.ru

Abstract – The paper presents a model for predicting the structural characteristics and phase composition of low-alloy steels upon hot rolling in the multi-pass deformation mode. The model considers recovery, dynamic, primary, dynamic and static recrystallization of grains, and the normal grain growth, as well as nucleation (including accelerated nucleation during deformation), growth or dissolution, and

coarsening of carbonitride particles. The comparison between the calculated results and the experimental data available in the publications shows a satisfactory agreement.

Keywords: simulation, low-alloy steels, multi-pass deformation, dislocation density, grain size, recrystallization