

**ОЦЕНКА ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА
ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
С ПОМОЩЬЮ КРИТЕРИЯ КОКРОФТА — ЛАТАМА**

Изложена новая методика оценки возможности разрушения металла при горячей прокатке, предусматривающая совместное использование методов физического и математического моделирования. Представлены результаты применения методики при прокатке трубных сталей категории прочности Х42 на непрерывном стане и К60 на реверсивном толстолистовом стане. Для определения горячей пластичности стали использовали комплекс Gleeble-3800, позволяющий выполнить моделирование большинства процессов термомеханической обработки материалов, а для определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта — Латама (К–Л) и анализа вероятности разрушения металла при прокатке — компьютерную программу Deform-3D. При помощи программы AusEvol+ выполнены исследования релаксационных процессов, протекающих во время черновой и чистовой стадий прокатки, для поверхностных, кромочных и среднемассовых температур. Установлено, что при математическом моделировании режимов прокатки в программе Deform-3D и определении предельных значений критерия разрушения К–Л по среднемассовой температуре на черновой стадии прокатки необходимо учитывать степень протекания релаксации напряжений. В связи с этим при расчете критерия разрушения К–Л значения накопленной интенсивности деформации обнуляли после каждого прохода на черновой стадии прокатки. При моделировании режима и расчете критерия разрушения К–Л для чистовой стадии прокатки, а также для кромочной области раската на черновой стадии прокатки, когда релаксации напряжений не происходит, учитывали накопление деформаций. Показано: исследуемые стали обладают высокой пластичностью, и на всем протяжении горячей прокатки разрушение металла в целом по объему и в кромочной области раската происходить не должно. Однако разрушение металла при горячей прокатке возможно из-за присутствия дефектов в исходном слябе изначально и вследствие нарушения температурно-деформационного режима прокатки. Предлагаемая методика может быть использована и при других видах обработки металлов давлением.

КРИТЕРИЙ РАЗРУШЕНИЯ КОКРОФТА — ЛАТАМА; ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ; ГОРЯЧАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ; ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА; ТРУБНАЯ СТАЛЬ; ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ; МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.

Ссылка при цитировании:

М.А. Матвеев. Оценка вероятности разрушения металла при горячей пластической деформации с помощью критерия Кокрофта — Латама // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2017. Т. 23. № 2. С. 109–126. DOI: 10.18721/JEST.230211

**NUMERICAL ESTIMATION OF THE PROBABILITY
OF METAL FAILURE UNDER HOT PLASTIC DEFORMATION BY MEANS
OF THE COCKCROFT — LATHAM CRITERION**

The paper presents a new method for evaluating the potential destruction of metal during hot rolling, providing for joint use of physical and numerical simulation. We have applied this technique in rolling pipe line steel of strength category X42 on a continuous mill 2000 and K60 on a reversing mill 5000. The Gleeble 3800 simulator allowing to model the majority of thermomechanical processes was used to determine hot ductility. The Deform 3DTM software was used for determining the limit values of the Cockcroft-Latham failure criterion and for failure probability analysis during hot rolling. AusEvol+ software was used for studying the relaxation processes taking place during the rough and the final stages of rolling for edge and average temperatures. It was established that the degree of stress relaxation had to be taken into account in mathematical simulations of rolling modes in the Deform 3DTM software and in determining the limit values of the Cockcroft-Latham criterion by the average temperature during the rough stage of rolling. In view of this, the values of the accumulated effective strain were zeroed after each pass in the rough stage of rolling when calculating the Cockcroft-Latham failure criterion. In the numerical simulation in calculating the Cockcroft-Latham failure criterion for the finish rolling passes as well as for the edge area of the sheet during rough rolling, strain accumulation was taken into account if stress relaxation did not occur. It was established that the steels under consideration have a high ductility and failure should not occur either in the bulk of the metal or at the edge throughout the rolling cycle. Failure possibility can be initiated by the existence defects in initial slab and not optimized temperature and deformation schedules. However, failure of metal is possible during hot rolling due to the presence of defects in the initial slab and due to the violation of the temperature and deformation regimes. The proposed technique can be used for other types of pressure processing of metal.

COCKCROFT — LATHAM FAILURE CRITERION; CRACK FORMATION DURING HOT ROLLING; HOT DUCTILITY; HOT ROLLING; PIPE LINE STEEL; PHYSICAL SIMULATION; NUMERICAL SIMULATION.

Citation:

M.A. Matveev, Numerical estimation of the probability of metal failure under hot plastic deformation by means of the Cockcroft — Latham criterion, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology, 23 (02) (2017) 109–126, DOI: 10.18721/JEST.230211

Введение

В условиях высокой конкуренции на рынке металлопроката перед металлургами стоит задача сокращать издержки на производство единицы продукции при сохранении или повышении ее качества. Так, на широкополосных станах горячей прокатки значительная часть потерь металла связана с поражением готового проката поверхностными трещинами, располагающимися преимущественно в прикромочной области листа [1–5]. Наличие таких дефектов приводит к увеличению отбраковки металла, более высоким расходным коэффициентам, повышению себестоимости продукции и снижению ее конкурентоспособности.

Большой вклад в исследование процессов разрушения металла при пластической деформации внесли С.И. Губкин, В.Л. Колмогоров, А.А. Богатов, В.В. Новожилов, О.Г. Рыбакина, В.А. Огородников и др. Однако на сегодняшний день не сложилось единого мнения о причинах образования прикромочных трещин. Некоторые исследователи считают, что подобные дефекты образуются в процессе кристаллизации сляба

при непрерывной разливке стали и наследуются при прокатном переделе [4–12]. Существует также мнение, что образование прикромочных трещин происходит непосредственно при горячей прокатке, очевидно, по причине неравномерного течения металла, обусловленного неравномерностью распределения температуры, степеней и скоростей деформации по сечению полосы [2]. Оба мнения схожи в том, что трещины образуются в определенном температурном интервале, при котором сталь обладает наиболее низкой пластичностью [4, 9, 13–25].

Многочисленными исследованиями, выполненными в России и за рубежом, показано, что температурная зависимость пластичности сталей имеет провалы в интервале температур 750–1150 °С [4, 9, 13–25]. Существование подобных провалов (температурные интервалы хрупкости) может приводить к преждевременному разрушению металла. Методы прогнозирования разрушения сталей на различных этапах единого технологического процесса изготовления конечной металлургической продукции, включая непрерывную разливку и пластическую деформацию, используются явно недостаточно. В публикаци-

ях нет определенных методик, с помощью которых можно выполнить комплексную оценку вероятности разрушения металла при горячей пластической деформации. В связи с этим разработка методов прогнозирования разрушения, а также технических мероприятий по предохранению металла от преждевременного разрушения — весьма актуальная задача.

Целью предлагаемой работы было создание методики, позволяющей оценить возможность разрушения металла при горячей пластической деформации с помощью критерия разрушения.

Материалы и методика проведения экспериментов

Для достижения поставленной цели необходимо было решить четыре задачи:

1. Определить температурную зависимость пластичности исследуемых сталей по ходу горячей прокатки. В связи с этим возникает необходимость разработки методов физического моделирования горячей пластической деформации, учитывающих накопленную в предыдущих клетях (проходах) деформацию (деформационное упрочнение) и термическое разупрочнение во время междеформационных пауз.

2. На основании полученных данных по пластичности сталей разработать методику определения предельных (допустимых) значений критерия разрушения Кокрофта — Латама [26], встроенного в компьютерную программу *Deform-3D*, с учетом температурно-деформационной истории обработки металла (накопленной деформации).

3. Создать виртуальные модели горячей прокатки на непрерывном стане и реверсивном стане.

4. Сравнить предельные значения критерия разрушения с его значениями, достигаемыми на стадиях горячей прокатки на непрерывном и реверсивном станах.

Методика исследования высокотемпературной пластичности стали при горячей прокатке. Пробы для исследования горячей пластичности сталей в процессе прокатки отбирали от непрерывнолитой заготовки согласно схеме отбора, представленной на рис. 1. Исследования выполнены для двух наиболее распространенных трубных марок сталей категорий прочности Х42 и К60.

Исследование горячей пластичности сталей проводили на модуле *Pocket Jaw* комплекса

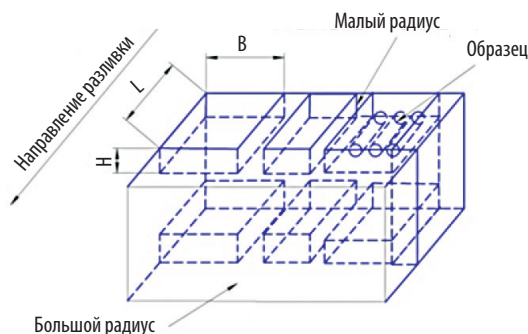


Рис. 1. Схема отбора проб и образцов

Fig. 1. Scheme of sampling and samples

Gleeble-3800, позволяющем выполнить моделирование многих процессов термомеханической обработки материалов. Для воспроизведения многопроходной прокатки на непрерывном и реверсивном стане использовали метод «растяжение — сжатие» [4, 5, 11, 27]. Чертеж специально разработанного образца для моделирования многопроходной деформации представлен на рис. 2. В работах [4, 5, 11, 27, 28], показано, что подобные образцы при многократном циклическом нагружении методом «растяжение — сжатие» не теряют устойчивости деформации (не образуют шейки или бочку) при условии минимальной паузы на смену направления деформации. Заметим, что на модуле *Pocket Jaw* комплекса *Gleeble* время смены направления деформации составляет всего 0,01 с.

Образцы, изображенные на рис. 2, имеют практически равномерное температурное поле по длине рабочей части. Сочетание двух факторов — равномерной температуры и устойчивости пластической деформации — обеспечивает условия воспроизведения многократной

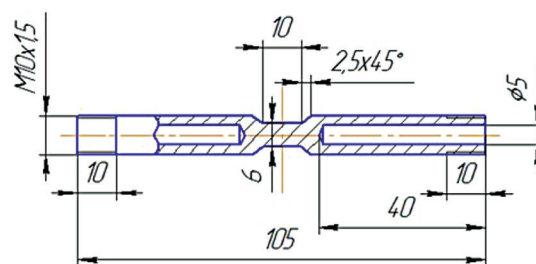


Рис. 2. Чертеж образца, предназначенного для испытаний на комплексе *Gleeble*

Fig. 2. Sample drawing, designed for testing at the *Gleeble* complex

деформации, например многопроходной прокатки на реверсивном или непрерывном стане. Для этого степень деформации в каждом проходе задавали суммой логарифмических деформаций растяжением ($\epsilon_{\text{раст}}$) и сжатием ($\epsilon_{\text{сж}}$), причем $\epsilon_{\text{раст}i} = \epsilon_{\text{сж}i} = 0,5\epsilon_i$, где i — номер прохода, ϵ_i — логарифмическая деформация в рассматриваемом проходе. Поскольку степень деформации в каждом проходе обычно составляет более 10 %, то негативного влияния эффекта Баушингера на характер зависимости $\sigma(\epsilon)$ не наблюдается [29]. При накоплении остаточной деформации влияние этого эффекта сводится к нулю.

На рис. 3 представлены схемы проведения экспериментов по определению горячей пластичности трубной стали категории прочности Х42 в процессе прокатки на непрерывном стане и стали К60 при прокатке на реверсивном стане.

При имитации горячей прокатки трубной стали Х42 на непрерывном стане с определением пластичности стали перед каждой клетью воспроизводили типовые температурно-деформационные режимы прокатки листов толщиной 4 и 15 мм, при которых на прокате были обнаружены прикромочные трещины. Моделирование температурного режима прокатки проводили по температуре поверхности раската, так как оценивали пластичность именно поверхностных слоев раската. Температура нагрева под прокатку сляба толщиной 250 мм составляла 1200 °С.

Для оценки изменения пластичности трубной стали К60 по ходу прокатки на реверсивном стане с учетом накопленной деформации была выполнена имитация типового режима прокатки листа толщиной 26 мм и шириной 4250 мм. О средней пластичности металла судили по результатам имитации прокатки по среднемассовой температуре, о пластичности поверхностных захлажденных слоев и кромочной области — по температуре поверхности и кромки раската. Температура нагрева сляба толщиной 315 мм под прокатку составляла 1200 °С.

Горячую пластичность стали исследовали путем растяжения образцов до разрушения после имитации прокатки перед каждой из клетей непрерывного стана или проходом реверсивного стана. При этом задавали скорость деформации во время растяжения, равную скорости деформации в данной клетю. Пластичность оценивали при помощи измерения относительного сужения образца в шейке — Ψ [4, 9]. Известно [30], что для металлов, образующих при растяжении шейку, сужение в шейке является более объективным показателем максимальной пластичности металла, чем удлинение. Например, при определении пластичности металла перед 8-й клетью непрерывного стана образцы проходили следующую обработку:

1) нагрев до 1200 °С и выдержка в течение 60 с для полной аустенизации;

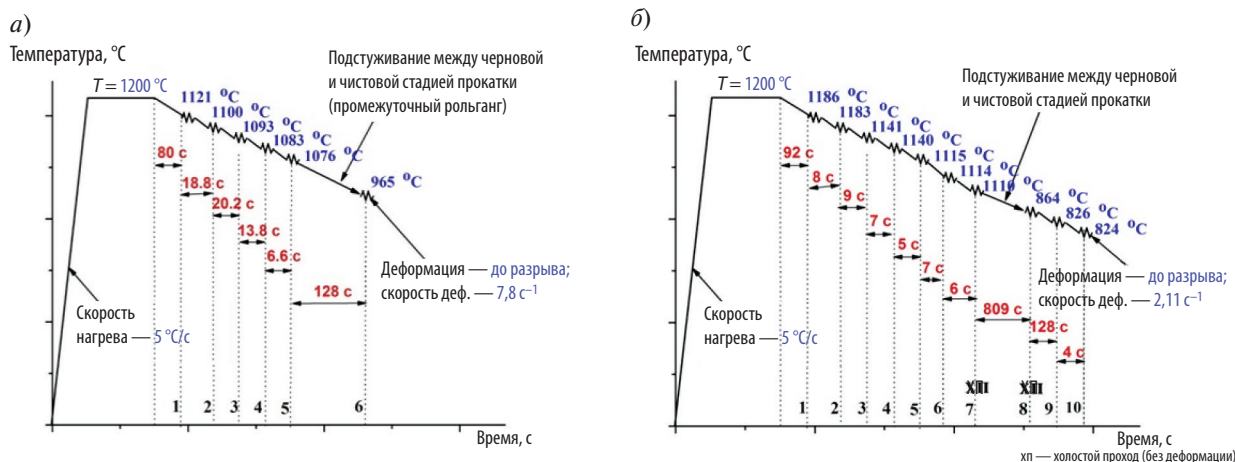


Рис. 3. Схемы проведения экспериментов по определению горячей пластичности трубной стали Х42 в процессе прокатки в черновой группе непрерывного стана (а) и трубной стали К60 в процессе прокатки на реверсивном стане (б)

Fig. 3. Schemes of experiments to determine the hot ductility of X42 pipe steel during rolling in the roughing group of a continuous mill (a) and K60 tube steel during rolling on a reversible mill (b)

2) имитацию прокатки в 5 клетях черновой группы стана с заданными термомеханическими параметрами прокатки и временами пауз между проходами;

3) выдержку и охлаждение на промежуточном рольганге;

4) имитацию прокатки в 6-й и 7-й клетях чистовой группы стана с заданными термомеханическими параметрами прокатки и временем паузы между проходами;

5) деформация растяжением до разрушения с определением максимальной истинной деформации до разрушения и сужения в шейке после охлаждения.

Таким образом, пластичность стали перед каждой из клеток определяли с учетом воздействий всех предшествующих технологических операций (т. е. с учетом температурно-деформационной истории обработки металла). Разрушение металла при окончательном испытании на растяжение происходило в центральной части образцов, именно в том месте, где приварена термопара, поэтому можно гарантировать достоверность сведений о горячей пластичности стали.

Методика определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта — Латама (Cockroft — Latham). Одним из наиболее используемых критериев разрушения при конечно-элементном моделировании процессов обработки металлов давлением является критерий Кокрофта — Латама ($C_{К-Л}$) [26, 28, 31–35]. Результаты экспериментов, методика которых рассмотрена выше, были использованы для определения предельных значений нормализованного критерия разрушения Кокрофта — Латама, который применяли в данной работе для оценки вероятности разрушения металла во время горячей прокатки. Как показали предыдущие исследования, данный критерий способен установить стадии образования трещин при горячей пластической деформации [4, 11, 32].

Текущие значения $C_{К-Л}$ рассчитываются в программе *Deform-3D*. Согласно этому критерию разрушение металла наступает в тот момент, когда расчетные значения $C_{К-Л}$ равны предельным значениям $C_{К-Л}^{пред}$. Значения $C_{К-Л}^{пред}$ являются структурно чувствительными величинами и, как и структура, зависят от температуры, степени, скорости и накопленной деформации.

Результаты экспериментов по определению пластичности сталей по ходу прокатки можно использовать для определения предельных значений критерия $C_{К-Л}^{пред}$ и применить для оценки разрушения металла во время горячей прокатки.

Критерий разрушения Кокрофта — Латама [26] основан на оценке полной работы деформации на единицу объема в точке разрушения:

$$C_{К-Л} = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon, \quad (1)$$

где ε_i — накопленная интенсивность деформации в момент разрушения; σ_1 — главное растягивающее напряжение; σ_i — интенсивность напряжений по Мизесу.

Графически это выражается как площадь под кривой зависимости отношения максимального главного (растягивающего) напряжения к интенсивности напряжений по Мизесу от степени накопленной деформации (рис. 4). При выполнении условия

$$C_{К-Л} = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon \geq C_{К-Л}^{пред} \quad (2)$$

должно происходить разрушение металла.

Для определения предельных значений нормализованного критерия Кокрофта — Латама была построена компьютерная модель испытания образца в программном комплексе *Deform-3D* (рис. 5). При численном моделировании был воспроизведен весь цикл температурно-деформационной обработки стали, включая черновую и чистовую стадию прокатки, в соответствии с экспериментами, выполненными на комплексе *Gleeble-3800*. Реологические свойства трубных

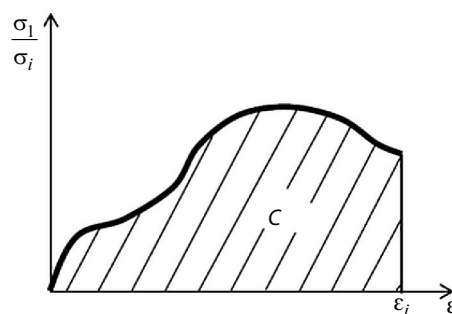


Рис. 4. Нормализованный критерий разрушения Кокрофта — Латама

Fig. 4. The normalized criterion for the destruction of Cockroft — Latham

сталей X42 и K60 были определены экспериментально на комплексе *Gleeble-3800* по стандартной методике [4]. Геометрические параметры образцов соответствовали параметрам образцов, использованных при испытаниях на комплексе *Gleeble-3800* (см. рис. 2). Модель среды деформируемого тела — жесткопластическая среда с упрочнением. Сетка конечных элементов, использованная при моделировании, представлена на рис. 5, *a* и содержит более 20 000 элементов.

Значение критерия разрушения определяли методом последовательного подбора таким образом, чтобы получить максимальное соответствие диаметра в месте разрушения образца замеренного при моделировании в *Deform* и замеренных при испытаниях на *Gleeble-3800*. Таким образом, значения критерия $S_{K-L}^{пред}$ перед имитацией деформации в каждой последующей клетки стана были определены для момента достижения предельных истинных деформаций

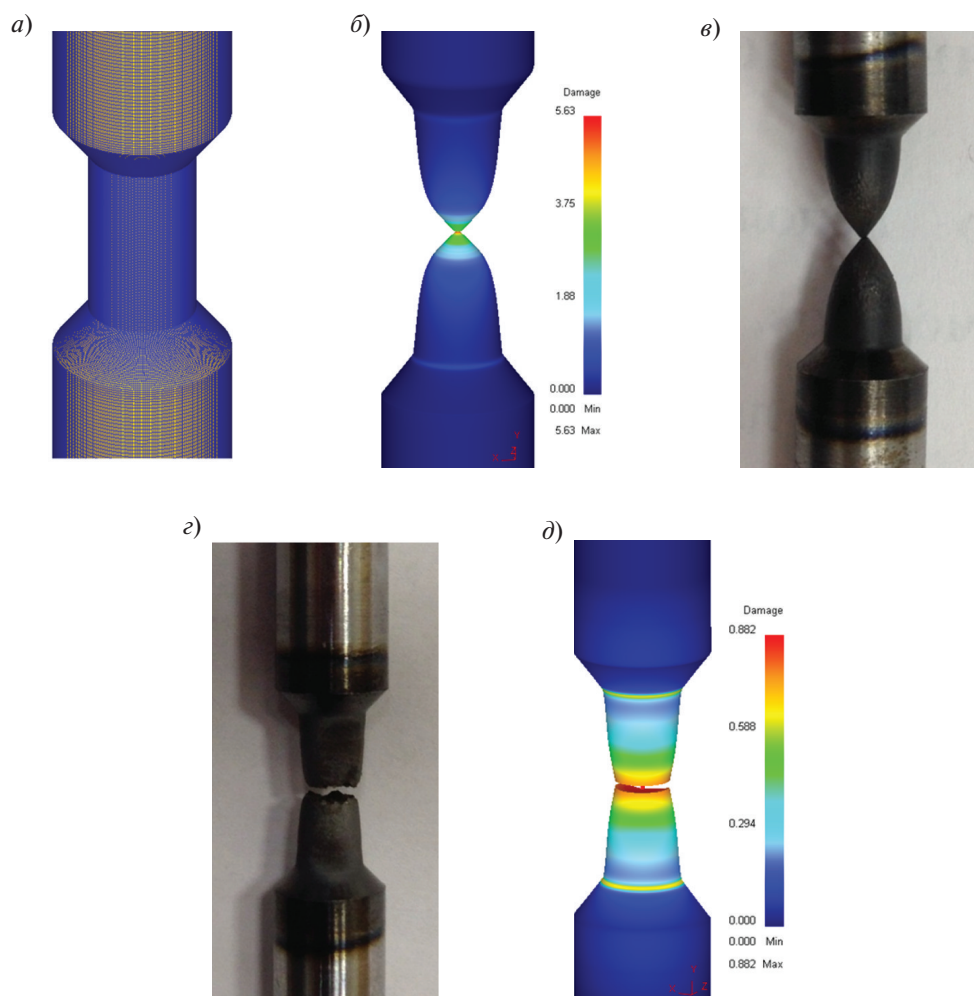


Рис. 5. Конечно-элементная модель образца для математического моделирования обработки образцов на комплексе *Gleeble* (*a*); финальная стадия разрушения образца при моделировании в *Deform-2D* (*б*) и на комплексе *Gleeble-3800* (*в*) при температуре $T = 750$ °C; финальная стадия разрушения образца с трещиной при физическом и математическом моделировании (*з*, *д*)

Fig. 5. Finite-element model of the sample for mathematical modeling of sample processing on the *Gleeble* complex (*a*); The final stage of sample failure during modeling in *Deform-2D* (*б*) and on the *Gleeble-3800* (*в*) complex at a temperature of $T = 750$ °C; The final stage of fracture of a sample with a crack in physical and mathematical modeling (*з*, *д*)

в месте разрыва, рассчитанных по экспериментальным данным как $\varepsilon_{\text{пред}} = -\ln(1 - \psi)$, где ψ — сужение в шейке.

На рис. 5 показана исходная сетка конечных элементов в образце (а), финальная стадия разрушения образца в *Deform* при значении критерия $C_{\text{К-Л}} = 5,4$ (б) и соответствующий случай разрушения при растяжении на комплексе *Gleeble-3800* (в).

При вычислении критерия Кокрофта — Латама в соответствии с (2) необходимо учитывать процессы упрочнения и разупрочнения (релаксации напряжений), происходящие как при пластической деформации, так и в междеформационных паузах. Скорость релаксации напряжений зависит от накопленного упрочнения и от температуры. Исследования степени протекания релаксационных процессов во время горячей прокатки трубных сталей X42 и K60 с учетом температурно-деформационных режимов прокатки были выполнены в программе *AusEvol+* [36]. При этом расчеты выполняли как для поверхностных и кромочных, так и среднемассовых температур раската. Расчет релаксационных свойств сталей может осуществляться в любой другой программе, позволяющей прогнозировать структуру и свойства металлов во время горячей пластической деформации. Здесь необходимо заметить, что расчет значений критерия Кокрофта — Латама после каждого прохода начинали заново, если приобретенное во время предшествующей деформации упрочнение снимается (релаксирует) полностью за время междеформационных пауз, и учитывали накопление напряжений при низких температурах деформации.

Таким образом, по результатам расчета степени разупрочнения сталей X42 и K60 во время прокатки на станах было установлено, что при высоких температурах раската (среднемассовые температуры) происходит полная релаксация напряжений на черновой стадии во время междеформационных пауз, а также во время подстуживания перед чистовой стадией. При более низких температурах раската (поверхностные и кромочные температуры) напряжения практически не релаксируют даже во время операции подстуживания.

Виртуальные модели горячей прокатки на непрерывном и реверсивном станах в программе *Deform-3D* подробно описано в работах [4, 37].

На заключительной стадии оценки возможности разрушения исследуемых сталей во время горячей прокатки максимальные значения критерия разрушения Кокрофта — Латама, определенные по результатам численного моделирования процесса горячей прокатки на непрерывном и реверсивном стане, сравнивали с предельными значениями.

Результаты и их обсуждение

На рис. 6 представлена зависимость пластичности стали X42 (величина сужения в шейке ψ) при имитации прокатки листа толщиной 4 и 15 мм из сляба 250 мм на непрерывном стане.

Из представленных зависимостей видно, что при моделировании этих режимов прокатки на непрерывном стане пластичность стали находится практически на одном уровне как для полосы с конечной толщиной 15 мм, так и для полосы толщиной 4 мм. На черновой стадии прокатки сужение в шейке ψ в обоих случаях находится на уровне 99 %, на чистовой — не опускается ниже 87 %. Как показано на рис. 6, б, все изломы испытанных образцов имеют вязкий характер разрушения.

Таким образом, трубная сталь X42, прокатываемая по типовым режимам, обладает значительным запасом пластичности, гарантирующим отсутствие разрушения при прокатке.

Зависимость пластичности трубной стали K60 по проходам при имитации прокатки на реверсивном стане представлена на рис. 7. В первой серии экспериментов (рис. 7, кривая 1), где моделирование прокатки проводили по среднемассовой температуре, один из образцов перед пятым проходом (черновая стадия прокатки) имел низкую пластичность со значением $\psi = 42$ %. На рис. 5, г, д показан пример разрушенного образца с низкой пластичностью при испытании на комплексе *Gleeble* и *Deform-3D*. В остальных проходах пластичность металла находилась на высоком уровне: $\psi = 80$ –99 %. Эксперимент, где наблюдался провал пластичности, был проведен повторно. В результате провала пластичности обнаружено не было. Это говорит о том, что причина появления провала пластичности не связана с какими-либо структурными изменениями или выделениями других фаз по границам зерен аустенита во время моделирования черновой стадии прокатки, а обусловлена присутствием дефекта в образце.

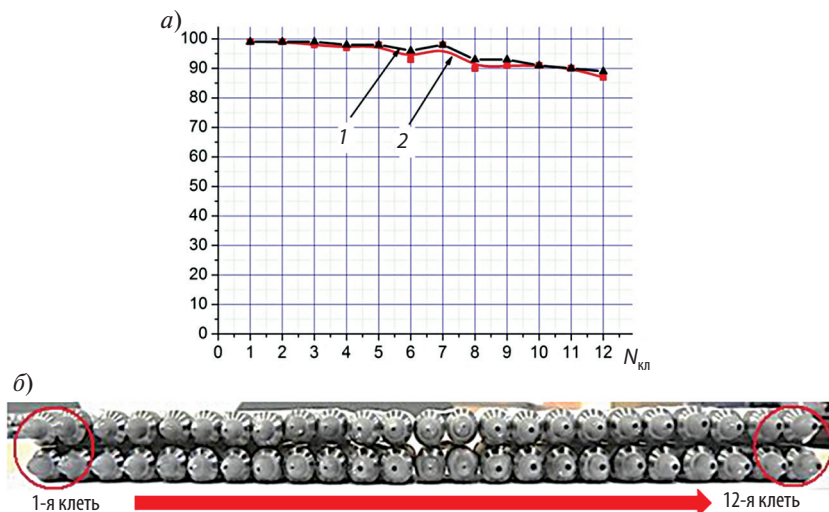


Рис. 6. Пластичность трубной стали категории прочности X42 при имитации горячей прокатки: *a* — относительное сужение Ψ ; *b* — внешний вид изломов образцов после испытаний: верхний ряд $h_k = 15$ мм (кривая 1), нижний ряд $h_k = 4$ мм (кривая 2); $N_{кл}$ — номер клетки

Fig. 6. Ductility of pipe steel of strength category X42 for simulating hot rolling: *a* — relative narrowing Ψ ; *b* — appearance of fractures of the samples after the tests: upper row $h_k = 15$ mm (curve 1), lower row $h_k = 4$ mm (curve 2); N_k — cage number

Во второй и третьей серии экспериментов (рис. 7, кривые 2 и 3), где моделирование прокатки осуществляли по температуре поверхности и кромки раската, металл, как и в случае

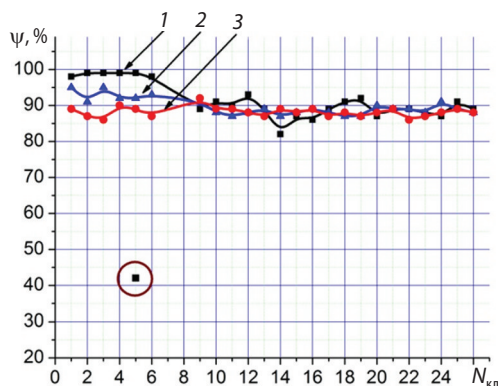


Рис. 7. Предельные значения пластичности трубной стали K60 при моделировании режима прокатки на реверсивном стане по среднемассовой температуре (1), по температуре поверхности раската (2), по температуре захоленной кромки (3); $N_{пр}$ — номер пропуска

Fig. 7. Limit values of the ductility of K60 pipe steel for modeling the rolling regime in a reversible mill at the mean mass temperature (1), the surface temperature of the rolling surface (2), the temperature of the desired edge (3); $N_{пр}$ — number of the pass

реализации режима по среднемассовой температуре, обладает высокой пластичностью.

Таким образом, экспериментальным методом получена информация о пластичности стали с учетом накопленной деформации (т. е. с учетом истории деформации), которая будет использоваться для определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта — Латاما.

Имитация горячей прокатки на непрерывном и реверсивном стане показала следующее: деформируемые стали на протяжении всего технологического процесса обладают высокой пластичностью;

при понижении температуры прокатки и при прохождении температурного интервала провалов пластичности, причины возникновения которых были проанализированы в работах [4, 12, 15, 19, 22, 23, 25], пластичность сталей не снижается;

снижение пластичности наблюдается для образцов, в которых обнаружены дефекты в виде изначально присутствующих трещин;

сохранение высокой пластичности исследованных сталей во всем температурном интервале горячей прокатки и отсутствие провалов пластичности может быть связано со структурными изменениями, происходящими

в металле при нагреве под прокатку и во время прокатки, когда активно протекают процессы рекристаллизации и происходит увеличение общей протяженности аустенитных границ. При этом концентрация примесных атомов по границам уменьшается пропорционально квадрату диаметра зерна [9]. Отметим, что именно границы зерен с расположенными на них сегрегациями примесных атомов и неметаллическими включениями могут быть местами зарождения трещин при температурах провалов пластичности [4, 9, 12–25].

Несмотря на то, что исследуемые стали обладают при прокатке высокой пластичностью, необходимо оценить возможность разрушения металла при прокатке за счет «чисто прокатных факторов», таких, как неравномерность распределения деформаций, температуры полосы по очагу деформации, внешнее трение. Для этого необходимо провести анализ температурных полей и напряженно-деформированного состояния листа при численном моделировании горячей прокатки на непрерывном и реверсивном станах в программе Deform-3D.

Результаты численного моделирования горячей прокатки листа толщиной 15 мм из трубной стали X42 на непрерывном стане, показаны на рис. 8–12. Имитацию прокатки проводили для головной и хвостовой части раската. При этом особое внимание при моделировании уделяли формированию температурных полей и напряженно-деформированного состояния металла в кромочной области раската, где проявляются кромочные трещины.

На рис. 8 показаны температурные поля для головной части раската в области кромок

при прокатке в 6-й и 12-й клетях чистой группы непрерывного стана. Видно, что в процессе чистой прокатки температура на кромках падает с 810 °С в клетях № 6 до 716 °С в клетях № 12. Аналогичные картины распределения температурных полей наблюдаются в черновых клетях непрерывного стана. Таким образом, анализ распределения температурных полей полосы по ходу прокатки показал, что наиболее захлаженными областями раската являются кромки.

Характер напряженно-деформированного состояния на кромке полосы при прокатке в первой и последней клетях черновой группы представлен на рис. 9, 10. Видно: максимальные растягивающие напряжения, сосредоточены на выходе металла из очага деформации в кромочной зоне полосы, что соответствует наиболее захлаженным областям раскатам. На входе и выходе металла из очага деформации действуют растягивающие напряжения как в продольном (σ_x), так и в поперечном (σ_y) направлениях, напряжения σ_z практически равны нулю. Следует заметить, что в клетях № 1 дополнительные растягивающие напряжения σ_x возникают из-за наплывов, образовавшихся в результате прокатки в вертикальном окалиноломателе. Анализ полей интенсивности деформаций показывает, что в клетях № 1–2 преимущественную деформацию получают ребровые области раската (см. рис. 9). В клетях № 3–5 распределение деформации по ширине раската равномерное (см. рис. 10).

Характер напряженно-деформированного состояния на кромке полосы при прокатке в чистой группе клетей показан на рис. 11, 12.

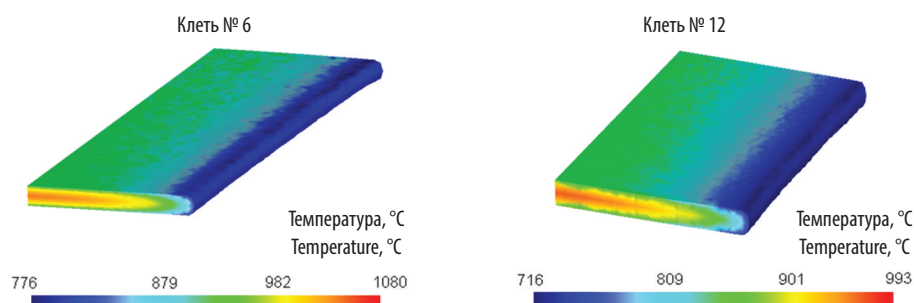


Рис. 8. Поля изменения температуры в кромочной области раската в момент выхода из клетей

Fig. 8. Fields of temperature change in the edge area of the roll at the moment of exit from the stands

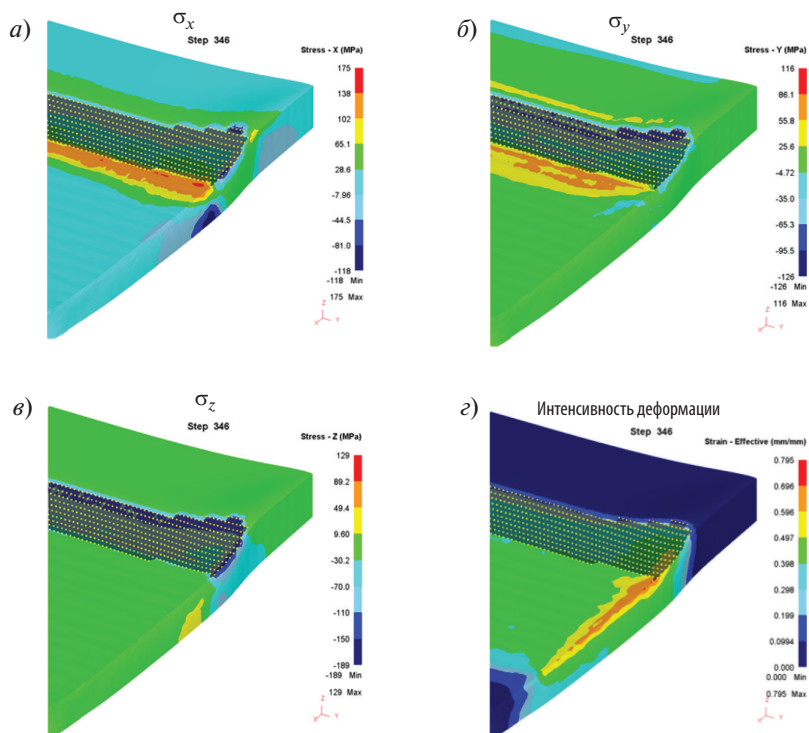


Рис. 9. Характер распределения напряжений и интенсивности деформаций при прокатке в клетки № 1 черновой группы
 Fig. 9. The nature of the distribution of stresses and the intensity of deformation during rolling in stand № 1 of the draft group

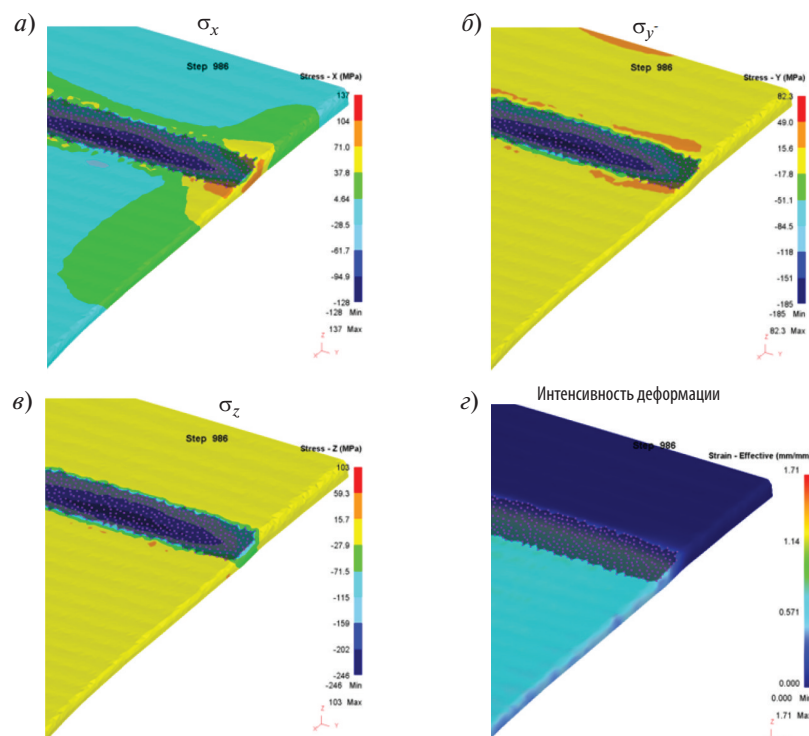


Рис. 10. Характер распределения напряжений и интенсивности деформаций при прокатке в клетки № 5
 Fig. 10. The nature of stress distribution and strain intensity during rolling in stand № 5

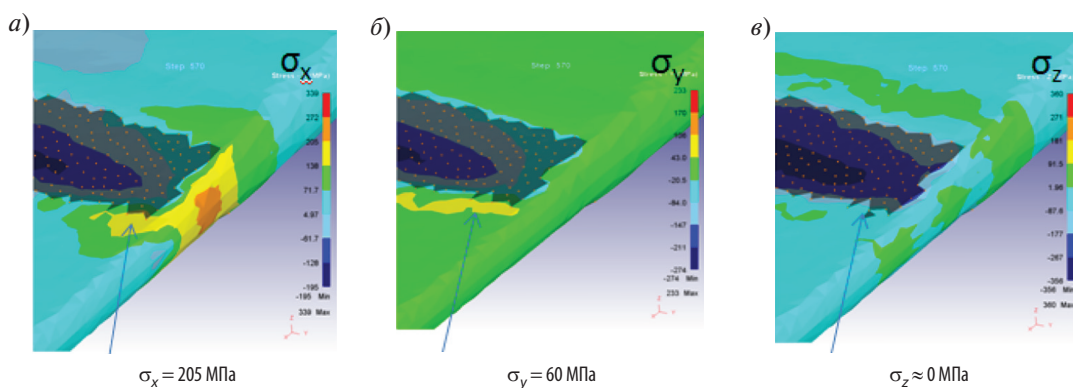


Рис. 11. Характер распределения напряжений при прокатке в клети № 6

Fig. 11. The nature of stress distribution during rolling in stand No 6

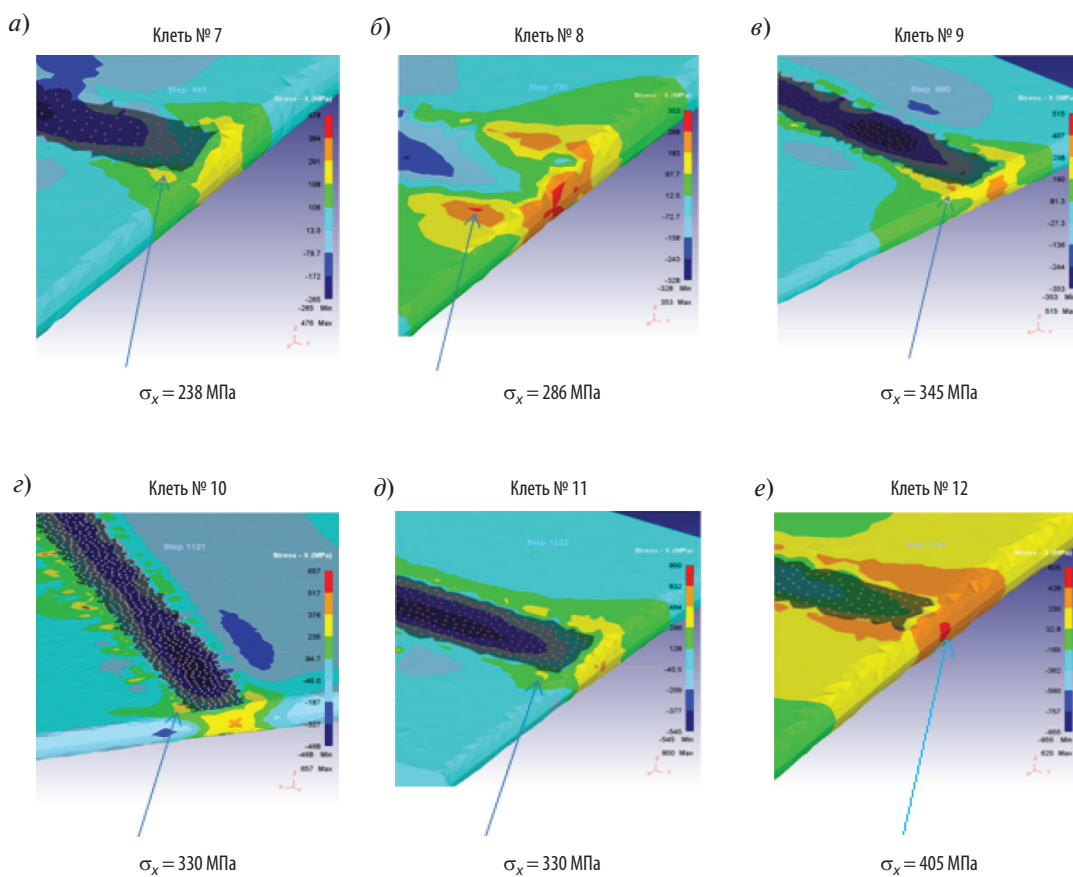


Рис. 12. Характер распределения напряжений σ_x при прокатке в клетях № 7–12

Fig. 12. The nature of stress distribution σ_x during rolling in stands No 7–12

Видно, что на выходе полосы из очага деформации в прикромочной зоне действуют растягивающие напряжения в продольном (σ_x) и в поперечном (σ_y) направлениях, а сжимающие напряжения σ_z практически отсутствуют (см. рис. 11). По рис. 12 установлено, что уровень растягивающих напряжений возрастает с каждым проходом.

Таким образом, согласно результатам анализа распределения температурных полей и напряженно-деформированного состояния металла наиболее опасными с точки зрения возможности образования трещин областями при горячей прокатке на непрерывном стане являются заоложенные кромочные области. Особенно опасными могут быть те зоны, где сосредоточены растягивающие напряжения, преимущественно действующие вдоль направления прокатки. Аналогичные результаты были получены при анализе распределения температурных полей и напряженно-деформированного состояния металла при прокатке листа толщиной 4 мм на непрерывном стане и листа толщиной 26 мм из трубной стали К60 на реверсивном стане.

Перед анализом возможностей разрушения металла при прокатке необходимо экспериментально определить предельные значения выбранного критерия разрушения, а затем сравнить эти значения с расчетными и таким способом для каждой стадии прокатки определить момент образования трещин.

При помощи математического моделирования прокатки листа толщиной 4 мм и 15 мм труб-

ной стали X42 на непрерывном стане по заданным режимам в программе *Deform-3D* были определены максимальные значения критерия разрушения Кокрофта — Латама в каждой из 12 клеток. На рис. 13 в качестве примера расчетов показаны температурное поле раската (а) и соответствующее ему распределение текущих значений критерия S_{K-L} для 10-й клетки (б). Видно, что максимальные значения критерия разрушения сосредоточены на заоложенной кромочной области раската, где наблюдаются максимальные растягивающие напряжения (рис. 11, 12).

На рис. 14 (кривые 1 и 2) представлены предельные значения критерия $S_{K-L}^{пред}$ для каждой из клеток непрерывного стана для поверхностных температур при прокатке полос толщиной 15 и 4 мм, полученные по изложенной выше методике. Максимальные расчетные значения критерия S_{K-L} представлены кривых 3 и 4.

На рис. 14 видно, что по результатам расчетов для всех клеток непрерывного стана предельные значения критерия $S_{K-L}^{пред}$ значительно выше, чем максимальные текущие значения S_{K-L} . Из этого можно сделать вывод, что при горячей прокатке не должно происходить разрушения ни в одной из клеток стана, причем ни по поверхности полосы, ни в ее кромочной области. Однако следует отметить, что трубная сталь категории прочности X42 — это одна из сталей, наиболее подверженных кромочному трещинообразованию.

Для поверхности полосы максимальные значения критерия не превышают значений

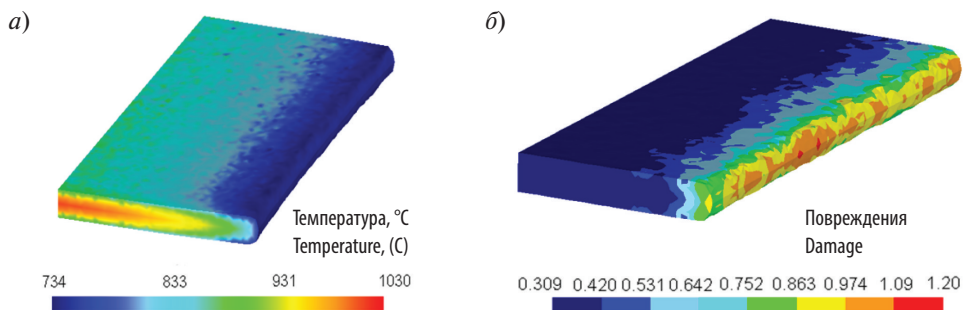


Рис. 13. Температурное поле раската (а) и распределение значений критерия Кокрофта — Латама (б) по раскату в 10-й клетки непрерывного стана при прокатке листа трубной стали X42 толщиной 15 мм

Fig. 13. The temperature field of the rolling (а) and the distribution of the values of the Cockcroft — Latam (б) criterion for rolling in the 10th stand of the continuous mill when rolling a sheet of steel tube X42 with a thickness of 15 mm

$C_{K-L} \leq 0,7$ на протяжении всей прокатки вне зависимости от конечной толщины листа, что в несколько раз меньше $C_{K-L}^{пред}$. Таким образом, при помощи полученных предельных значений критерия Кокрофта — Латама для различных температур можно оценить возможность разрушения металла при прокатке как на поверхности, так и в кромочной области полосы. Следует заметить, что на всем протяжении прокатки по рассматриваемым режимам в центральных слоях раската уровень значений критерия $C_{K-L} \leq 0,2 \div 0,6$, что многократно меньше предельных значений $C_{K-L}^{пред}$.

Таким же образом, как и для непрерывного стана, были определены значения критерия Кокрофта — Латама в каждом из 26 проходов при прокатке листа толщиной 26 мм из стали К60 на реверсивном стане.

На рис. 15 (кривые 1, 2 и 3) представлены предельные значения критерия $C_{K-L}^{пред}$ для каждого из проходов для среднемассовых температур, температуры поверхности и температур кромочной области раската. На рис. 16 в качестве примера расчетов представлены температурное поле раската (а) и соответствующее ему распределение текущих значений критериев

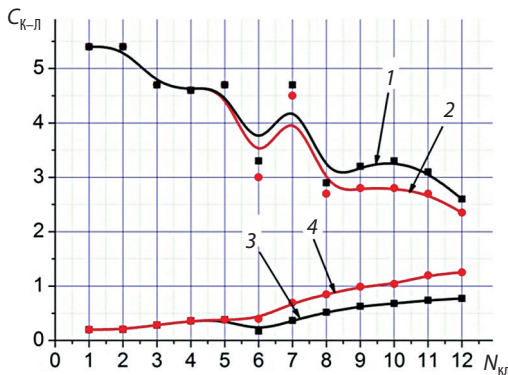


Рис. 14. Значения критерия Кокрофта — Латама в кромочной области прокатываемых полос из стали X42 толщиной 15,8 мм (1, 3) и 4,8 мм (2, 4): 1, 2 — предельные значения $C_{K-L}^{пред}$; 3, 4 — максимальные расчетные значения

Fig. 14. Values of the Cockcroft — Latam criterion in the edge region of rolled strips of steel X42 with a thickness of 15.8 mm (1, 3) and 4.8 mm (2, 4): 1, 2 — limiting values; 3, 4 — maximum design values

C_{K-L} для 10-го пропуска (б). Видно, что распределение максимальных значений критерия разрушения Кокрофта — Латама на протяжении всей прокатки, как и на непрерывном стане, соответствует заоложенным областям раската в районе кромок, где сосредоточиваются максимальные растягивающие напряжения.

Результаты расчетов и экспериментов, представленные на рис. 15, свидетельствуют о том, что для всех пропусков предельные значения критерия $C_{K-L}^{пред}$ значительно превышают максимальные текущие значения C_{K-L} . Следовательно, при прокатке стали категории прочности К60 по типовым режимам не должно быть разрушения ни в одном из пропусков — ни в среднем по объему раската, ни на поверхности, ни в его кромочной области.

Однако, если в металле присутствует исходная трещина (рис. 15), для которой предельное значение критерия $C_{K-L}^{пред}$ значительно ниже (на рис. 16 она обозначена точкой в окружности), то в этом случае $C_{K-L} > C_{K-L}^{пред}$ и выполняется условие разрушения (2).

Следует заметить, что на всем протяжении прокатки по рассмотренному режиму в центральных слоях раската уровень значений кри-

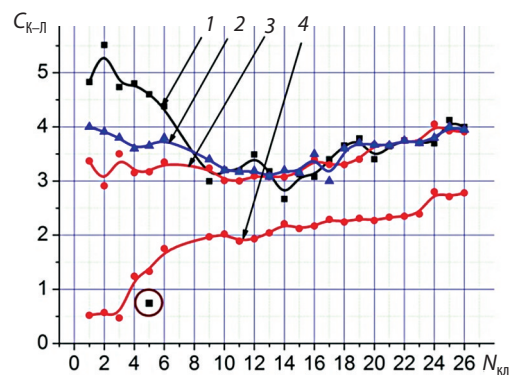


Рис. 15. Значения критерия Кокрофта — Латама для стали К60 — предельные значения $C_{K-L}^{пред}$: 1 — для среднемассовой температуры; 2 — для температуры поверхности; 3 — для температуры кромки раската; максимальные расчетные значения C_{K-L} 4 — для кромки при прокатке по режиму. Точка ⊙ — значение $C_{K-L}^{пред}$ для образца с исходной трещиной

Fig. 15. The values of the Cockcroft — Latam criterion for steel K60 — Limit values C_{K-L}^{limit} : 1 — for the average mass temperature; 2 — for surface temperature; 3 — for the temperature of the edge of the rolling; The maximum calculated values of C_{K-L} 4 — for the edge during rolling. Point ⊙ — value C_{K-L}^{limit} for a sample with an initial crack

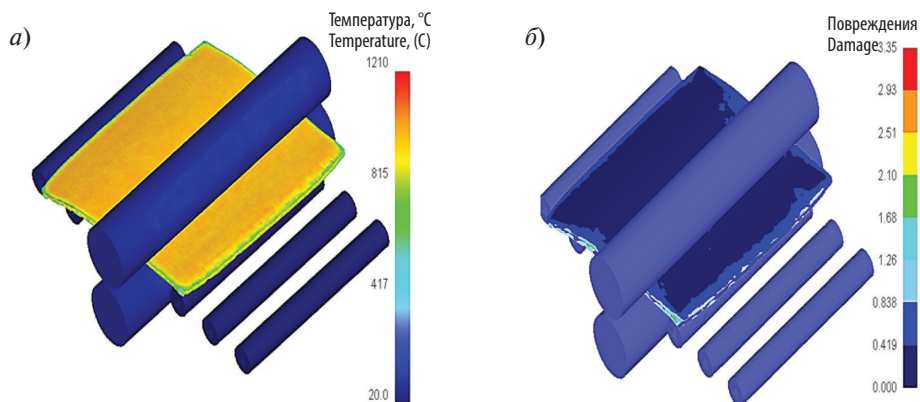


Рис. 16. Температурное поле раската (а) и распределение значений критерия Кокрофта — Латама по раскату в 10-м проходе (б)

Fig. 16. The temperature field of the rolling (a) and the distribution of the values of the Cockcroft — Latam criterion for rolling in the 10th pass (b)

терия $C_{K-Л} \leq 0,4 \div 0,6$, что в несколько раз меньше предельных значений $C_{K-Л}^{пред}$.

Таким образом, при прокатке на реверсивном стане по типовому режиму можно гарантировать отсутствие разрушения металла, если нет каких-либо дефектов в исходном слябе. Металл имеет большой запас пластичности как на черновой, так и на чистовой стадии прокатки.

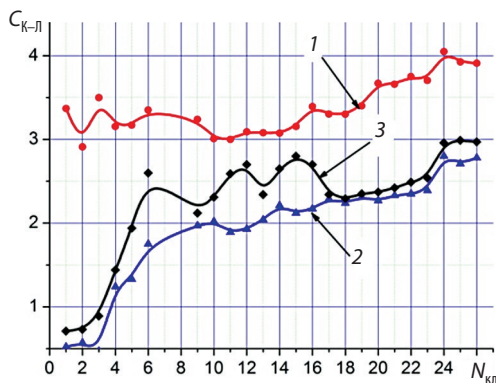


Рис. 17. Предельные значения критерия Кокрофта — Латама при прокатке по поверхностным температурам раската (1) в сравнении с максимальными значениями критерия, возникающими в кромочной области раската при прокатке с типичными обжатиями (2) и при прокатке с максимально возможными обжатиями по энергосиловым параметрам (3)

Fig. 17. Limit values of the Cockcroft — Latam criterion for rolling over the surface tempering temperatures (1) in comparison with the maximum values of the criterion arising in the edge region of rolling during rolling with typical crimping (2) and during rolling with the maximum possible reduction in energy-force parameters (3)

Однако существует вероятность того, что при прокатке с большими обжатиями значения критерия Кокрофта — Латама превысят предельные, и в металле могут образоваться трещины.

Исходя из этого для оценки вероятности образования трещин при прокатке с максимально-допустимыми по энергосиловым параметрам обжатиями были определены значения критерия в кромочных местах. Для него в программе *Deform-3D* рассчитан новый режим прокатки, при этом для определения максимально допустимых обжатий использовали ранее разработанную модель расчета энергосиловых параметров при прокатке на стане 5000 [37].

Результаты расчетов представлены на рис. 17, из которого видно, что и здесь при прокатке предельные значения критерия не достигаются, что свидетельствует об отсутствии разрушения материала.

Таким образом, разрушение стали категории прочности К60 при прокатке на стане 5000 происходить не должно даже при использовании режимов с максимально возможными обжатиями в проходах (см. рис. 17).

Заключение

Таким образом, использование разработанной методики оценки возможности разрушения, основанной на критерии Кокрофта — Латама, встроенном в компьютерную программу *Deform-3D*, и экспериментальном методе определения предельных значений этого критерия, когда предельные деформации образцов на-

ходятся из опытов на растяжение с воспроизведением истории нагружения, показывает следующее:

1. Исследуемые трубные марки стали обладают высокой пластичностью на всем протяжении черновой и чистовой прокатки. При типовых режимах прокатки, принятых на непрерывном и реверсивном станах, разрушение металла происходит не должно ни на поверхности, ни в среднем по сечению, ни в кромочных областях раската.

2. К развитию разрушения металла могут привести дефекты, присутствующие в исходном сырье изначально.

3. Наиболее опасные точки располагаются в заоложенных, в том числе прикромочных, зонах раската, а также объемах металла, где сосредоточены растягивающие напряжения.

Разработанная методика может быть использована для оценки вероятности разрушения металла при любых других видах обработки металлов давлением. По результатам работы оформлен патент «Способ определения предельных значений нормализованного критерия разрушения Cockcroft-Latham» RU 2595821 C1 от 15.06.2016 г.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16–33–60002 мол_а_дк.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hai-liang Y.U. FE Analysis of Evolution of Defects during Rolling // Finite Element Analysis. InTech. Rijeka. Croatia. August 2010. P. 501–560.
2. Казаков А.А., Ковалев П.В., Чигинцев Л.С. [и др.]. Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок стали. Часть II. Дефекты, образовавшиеся на этапе прокатного производства // Черные металлы. 2008. № 11. С. 10–14.
3. Скорохватов Н.Б., Глухов В.В., Смирнов В.С. Исследование возможности снижения поверхностного дефектообразования при прокатке на стане 2000 // Прокатное производство. 2005. № 8. С. 43–48.
4. Матвеев М.А. Физико-механический анализ причин образования прикромочных трещин в горячекатаных листах из трубных сталей: Дисс. ... канд. техн. наук. / Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. Санкт-Петербург, 2015. 202 с.
5. Матвеев М.А., Глухов П.А., Колбасников Н.Г., Митрофанов А.В., Мишин В.В., Шишов И.А. Разработка неразрушающих режимов прокатки стали 08пс с низким соотношением Mn/S // Сталь. 2015. № 3. С. 52–59.
6. Либерман А.П., Кан Ю.Е., Миронова Н.А. Трансформация дефектов поверхности непрерывнолитых заготовок при горячей прокатке // Сталь. 1984. № 9. С. 28–36.
7. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Трансформация дефектов непрерывнолитой заготовки в поверхностные дефекты проката // Metallurg. 2006. № 2. С. 60–64.
8. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Шишов И.А., Корчагин А.М. Исследование причин образования поверхностных трещин при изготовлении труб из микролегированных сталей // Сталь. 2016. № 9. С. 53–57.
9. Lesley H. Chown. The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D. Thesis, University of the Witwatersrand, Johannesburg, 2008. 317 p.
10. Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Лукьянов А.А. Причины образования поверхностных трещин при горячей прокатке трубных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 5. С. 31–38.
11. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Зотов О.Г., Глухов П.А., Корчагин А.М. Исследование причин образования поверхностных трещин при прокатке толстого листа и изготовлении труб из микролегированных сталей. Особенности прокатки в двухфазной области // Сталь. 2016. № 7. С. 34–40.
12. Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В. Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке // Сталь. 2014. № 2. С. 59–65.
13. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов / Федеральное агентство по образованию, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб., 2006. 363 с.
14. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting // The Use of Vanadium in Steel: Proceedings of the Vanitec Symposium. Beijing, China. Oct. 2001. P. 99–131.
15. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2016. № 1 (238). С. 129–135.
16. Mintz B. Hot Ductility of Steels and It's Relationship to the Problem of Transverse Cracking During continuous Casting // Int. Mater. Rev. 1991. Vol. 36. P. 187–217.

17. **Suzuki H. G., Nishimura S., Yamaguchi S.** Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification // Transactions ISIJ. 1982. Vol. 22. P. 48–56.
18. **Matveev M.A., Kolbasnikov N.G., Kononov A.A.** Causes of High Temperature Ductility Trough of Microalloyed Steels // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2017. P. 1–12. DOI: 10.1007/s12666–017–1042–9.
19. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г.** Исследование высокотемпературной пластичности микролегированных сталей // Сталь. 2016. № 4. С. 47–51.
20. **Lee C.-H., Park J.-Y.** [et al.]. Hot ductility of medium carbon steel with vanadium // Materials Science and Engineering A. 2016. Vol. 651. P. 192–197.
21. **Lan P., Tang H., Zhang J.** Hot ductility of high alloy Fe-Mn-C austenite TWIP steel // Materials Science and Engineering A. 2016. Vol. 660. P. 127–138.
22. **Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В., Ширяйхин А.В.** Исследование с применением физического моделирования причин образования горячих трещин в слябах при непрерывной разливке трубной стали // Электрометаллургия. 2014. № 6. С. 27–33.
23. **Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В.** О причинах провалов горячей пластичности сталей // Металлы. 2014. № 5. С. 36–43.
24. **Mejía I., Salas-Reyes A.E.** [et al.]. Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe–23Mn–1.5Al–1.3Si–0.5C TWIP steel // Materials Science and Engineering A. 2015. Vol. 648. P. 311–329.
25. **Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишнев П.А.** Влияние структурного фактора на высокотемпературную пластичность трубных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 1. С. 54–60.
26. **Cockcroft M.G., Latham D.J.** Ductility and the Workability of Metals // Journal of the Institute of Metals. 1968. Vol. 96. P. 33–39.
27. **Безобразов Ю.А., Колбасников Н.Г., Наумов А.А.** Методика «растяжение сжатие» для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации металлов // Сталь. 2014. № 1. С. 52–60.
28. **Востров В.Н., Мишин В.В., Кононов П.В., Матвеев М.А.** Деформируемость и условия разрушения заготовки при раскатке фланца // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 3. С. 20–25.
29. **Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Мартяшов И.С., Сулягин Р.В.** Исследование эффекта Баушингера. Физическое моделирование формирования свойств микролегированной стали в процессе изготовления труб // Сталь. 2012. № 8. С. 53–58.
30. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: Учебное пособие / М-во образования и науки Российской Федерации. Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб, 2011. 128 с.
31. **Боткин А.В., Валиев Р.З., Степин П.С., Баймухаметов А.Х.** Оценка поврежденности металла при холодной пластической деформации с использованием модели разрушения Кокрофта–Латама // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 17–22.
32. **Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Шишов И.А., Кистанкин И.С., Забродин А.В.** Разработка неразрушающих режимов теплой прокатки нанокристаллического бериллия с помощью методов математического моделирования // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 9. С. 14–24.
33. **Харитонов В.А., Столяров А.Ю.** Экспериментальное определение критерия разрушения при волочении высокоуглеродистой катанки // Сб.: «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении». 26–30 ноября 2013 г. Екатеринбург, 2013. С. 113–118.
34. **Kenji Takada, Kentaro Sato, Ninshu Ma.** Fracture prediction of high strength steels with ductile fracture criterion and strain dependent model of anisotropy // 12th International LS-DYNA Users Conference. 3–5 June 2012. Detroit, USA, 2012. P. 111–123.
35. **Харитонов В.А., Таранин И.В.** Направления повышения эффективности производства проволоки // Черные металлы. 2015. № 11. С. 31–37.
36. Свидетельство о государственной регистрации программы AusEvol+ для ЭВМ. Рег. № 2011615304 от 13 мая 2011 г.
37. **Шишов И.А.** Разработка рекомендаций по повышению производительности толстолистового стана 5000 ОАО «Северсталь» на основе расчета энергосиловых параметров прокатки: Дисс. ... канд. техн. наук. / Санкт-Петербургский государственный политехнический университет. Санкт-Петербург, 2013. 191 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

МАТВЕЕВ Михаил Александрович — кандидат технических наук старший научный сотрудник Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

REFERENCES

1. **Hai-liang Y.U. FE.** Analysis of Evolution of Defects during Rolling. *Finite Element Analysis. InTech*. Rijeka, Croatia, August 2010. P. 501–560.
2. **Kazakov A.A., Kovalev P.V., Chigintsev L.S.** [i dr.]. Priroda defektov goryachekatanogo lista iz trubnykh marok stali. Chast II. Defekty, obrazovavshiesya na etape prokatnogo proizvodstva. *Chemyye metally*. 2008. № 11. S. 10–14. (rus.)
3. **Skorokhvatov N.B., Glukhov V.V., Smirnov B.C.** Issledovaniye vozmozhnosti snizheniya poverkhnostnogo defektoobrazovaniya pri prokatke na stane 2000. *Prokatnoye proizvodstvo*. 2005. № 8. S. 43–48. (rus.)
4. **Matveyev M.A.** Fiziko-mekhanicheskiy analiz prichin obrazovaniya prikrumochnykh treshchin v goryachekatanых listakh iz trubnykh staley: Diss. – kand. tekhn. nauk. / Sankt-Peterburgskiy gosudarstvennyy politekhnicheskii universitet. Sankt-Peterburg, 2015. 202 s. (rus.)
5. **Matveyev M.A., Glukhov P.A., Kolbasnikov N.G., Mitrofanov A.V., Mishin V.V., Shishov I.A.** Razrabotka nerazrushayushchikh rezhimov prokatki stali 08ps s nizkim sootnosheniyem Mn/S. *Stal*. 2015. № 3. S. 52–59. (rus.)
6. **Liberman A.P., Kan Yu.Ye., Mironova H.A.** Transformatsiya defektov poverkhnosti nepreryvnolitykh zagotovok pri goryachey prokatke. *Stal*. 1984. № 9. S. 28–36.
7. **Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V.** Transformatsiya defektov nepreryvnolitoй zagotovki v poverkhnostnyye defekty prokata. *Metallurg*. 2006. № 2. S. 60–64. (rus.)
8. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Shishov I.A., Korchagin A.M.** Issledovaniye prichin obrazovaniya poverkhnostnykh treshchin pri izgotovlenii trub iz mikrolegirovannykh staley. *Stal*. 2016. № 9. S. 53–57. (rus.)
9. **Lesley H. Chown.** The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D. Thesis / University of the Witwatersrand, Johannesburg. 2008. 317 p.
10. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G., Mishin V.V., Lukyanov A.A.** Prichiny obrazovaniya poverkhnostnykh treshchin pri goryachey prokatke trubnykh staley. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2016. № 5. S. 31–38. (rus.)
11. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Zotov O.G., Glukhov P.A., Korchagin A.M.** Issledovaniye prichin obrazovaniya poverkhnostnykh treshchin pri prokatke tolstogo lista i izgotovlenii trub iz mikrolegirovannykh staley. Osobennosti prokatki v dvukhfaznoy oblasti. *Stal*. 2016. № 7. S. 34–40. (rus.)
12. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G., Mishin V.V., Zotov O.G., Mishnev P.A., Nikonov S.V.** Fizicheskoye modelirovaniye goryachey plastichnosti mikrolegirovannoy trubnoy stali pri nepreryvnoy razlivke i goryachey prokatke. *Stal*. 2014. № 2. S. 59–65. (rus.)
13. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov / Federalnoye agentstvo po obrazovaniyu, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskii un-t. SPb., 2006. 363 s. (rus.)
14. **Crowther D.N.** The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting. *The Use of Vanadium in Steel: Proceedings of the Vanitec Symposium*. Beijing, China. Oct. 2001. P. 99–131.
15. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A.** Issledovaniye vliyaniya bora na vysokotemperaturnuyu plastichnost mikrolegirovannykh staley. *Nauchno-tekhnicheskkiye vedomosti SPbGPU*. 2016. № 1 (238). S. 129–135. (rus.)
16. **Mintz B.** Hot Ductility of Steels and It's Relationship to the Problem of Transverse Cracking During continuous Casting. *Int. Mater. Rev.* 1991. Vol. 36. P. 187–217. (rus.)
17. **Suzuki H. G., Nishimura S., Yamaguchi S.** Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification. *Transactions ISIJ*. 1982. Vol. 22. P. 48–56. (rus.)
18. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G., Kononov A.A.** Causes of High Temperature Ductility Trough of Microalloyed Steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017. P. 1–12. DOI: 10.1007/s12666–017–1042–9.
19. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G.** Issledovaniye vysokotemperaturnoy plastichnosti mikrolegirovannykh staley. *Stal*. 2016. № 4. S. 47–51. (rus.)
20. **Lee C.-H., Park J.-Y.** [et al.]. Hot ductility of medium carbon steel with vanadium. *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 651. P. 192–197. (rus.)
21. **Lan P., Tang H., Zhang J.** Hot ductility of high alloy Fe-Mn-C austenite TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 660. P. 127–138. (rus.)
22. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Zotov O.G., Mishnev P.A., Nikonov S.V., Shiraykhin A.V.** Issledovaniye s primeneniyyem fizicheskogo modelirovaniya prichin obrazovaniya goryachikh treshchin v slyabakh pri nepreryvnoy razlivke trubnoy stali. *Elektrometallurgiya*. 2014. № 6. S. 27–33. (rus.)
23. **Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Mishnev P.A., Nikonov S.V.** O prichinakh provalov goryachey plastichnosti staley. *Metally*. 2014. № 5. S. 36–43. (rus.)
24. **Mejía I., Salas-Reyes A.E.** [et al.]. Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe–23Mn–1.5Al–1.3Si–0.5C TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2015. Vol. 648. P. 311–329.
25. **Matveyev M.A., Kolbasnikov N.G., Mishnev P.A.** Vliyaniye strukturnogo faktora na vysokotemperaturnuyu plastichnost trubnykh staley. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016. № 1. S. 54–60. (rus.)

26. Cockcroft M.G., Latham D.J. Ductility and the Workability of Metals. *Journal of the Institute of Metals*. 1968. Vol. 96. R. 33–39. (rus.)

27. Bezobrazov Yu.A., Kolbasnikov N.G., Naumov A.A. Metodika «rastyazheniye szhatiye» dlya fizicheskogo modelirovaniya protsessov mnogostadiynoy plasticheskoy deformatsii metallov. *Stal*. 2014. № 1. С. 52–60. (rus.)

28. Vostrov V.N., Mishin V.V., Kononov P.V., Matveyev M.A. Deformiruyemost i usloviya razrusheniya zagotovki pri raskatke flantsa. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2016. № 3. S. 20–25. (rus.)

29. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Martyashov I.S., Sulyagin R.V. Issledovaniye effekta Baushingera. Fizicheskoye modelirovaniye formirovaniya svoystv mikrolegirovannoy stali v protsesse izgotovleniya trub. *Stal*. 2012. № 8. S. 53–58. (rus.)

30. Kondratyev S.Yu. Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye / M-vo obrazovaniya i nauki Rossiyskoy Federatsii. Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskiy un-t. SPb, 2011. 128 s. (rus.)

31. Botkin A.V., Valiyev R.Z., Stepin P.S., Baymukhametov A.Kh. Otsenka povrezhdennosti metalla pri kholodnoy plasticheskoy deformatsii s ispolzovaniyem modeli razrusheniya Kokrofta — Latama. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2011. № 7. S. 17–22. (rus.)

32. Kolbasnikov N.G., Mishin V.V., Shishov I.A.,

Kistankin I.S., Zabrodin A.V. Razrabotka nerazrushayushchikh rezhimov teploy prokatki nanokristallicheskogo berilliya s pomoshchyu metodov matematicheskogo modelirovaniya. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2013. № 9. S. 14–24. (rus.)

33. Kharitonov V.A., Stolyarov A.Yu. Eksperimentalnoye opredeleniye kriteriya razrusheniya pri volochenii vysokouglerodistoy katanki. Sb.: «*Innovatsionnyye tekhnologii v metallurgii i mashinostroyenii*». 26–30 noyabrya 2013 g. Yekaterinburg, 2013. S. 113–118.

34. Kenji Takada, Kentaro Sato, Ninshu Ma. Fracture prediction of high strength steels with ductile fracture criterion and strain dependent model of anisotropy. *12th International LS-DYNA Users Conference*. 3–5 June 2012. Detroit, USA. 2012. P. 111–123.

35. Kharitonov V.A., Taranin I.V. Napravleniya povysheniya effektivnosti proizvodstva provoloki. *Chernyye metally*. 2015. № 11. S. 31–37. (rus.)

36. Svidetelstvo o gosudarstvennoy registratsii prokrammy AusEvol+ dlya EVM. Reg. № 2011615304 ot 13 maya 2011 g.

37. Shishov I.A. Razrabotka rekomendatsiy po povysheniyu proizvoditelnosti tolstolistovogo stana 5000 OAO «Severstal» na osnove rascheta energosilovykh parametrov prokatki: Diss. ... kand. tekhn. nauk. / Sankt-Peterburgskiy gosudarstvennyy politekhnicheskiy universitet. Sankt-Peterburg, 2013. 191 s.

AUTHORS

MATVEEV Mikhail A. — Peter the Great St. Petersburg polytechnic university. Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: matveev_ma@inbox.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 14.04.2017.