

УДК 539.411/.412.001.57

**М.П. Барышников, А.С. Ишимов, М.С. Жеребцов,  
Ю.Ю. Ефимова, О.А. Никитенко**

Магнитогорский государственный технический университет  
им. Г.И. Носова

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОЙ  
РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ  
ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВАНИИ ФИЗИЧЕСКОГО  
МОДЕЛИРОВАНИЯ НА КОМПЛЕКСЕ GLEEBLE 3500**

Проведена многоцикловая деформация стали 20 на комплексе физического моделирования Gleeble 3500 по четырем режимам обработки: 1) сжатие, 2) сжатие-растяжение, 3) 20 циклов сжатия-растяжения при температуре 1100 до 870 °С, 4) 20 циклов сжатия-растяжения при температуре 870 °С. Истинная логарифмическая степень деформации при обработке по 1-му и 2-му режиму составила  $\epsilon = 0,4$ , а по 3-му и 4-му режиму  $\epsilon = 8$ . Исследовано влияние термодиформационной обработки на процесс динамической рекристаллизации и формирование комплекса механических и микроструктурных параметров стали 20. Установлено, что сопротивление деформации не зависит от схемы нагружения (сжатие или растяжение), а зависит от степени деформации. Установлено, что режим термодиформационной обработки определяет взаимное соотношение скоростей процессов упрочнения и разупрочнения. Таким образом, обработка по режиму 3 привела к непрерывному росту сопротивления деформации, в то время как при обработке по режиму 4 сопротивление деформации непрерывно уменьшалось. Это связано с преобладанием скорости разупрочняющих процессов, таких как динамический возврат и динамическая рекристаллизация, над процессами деформационного упрочнения. Показано, что многоцикловая деформация приводит к образованию в стали ориентированной структуры.

**Ключевые слова:** динамическая рекристаллизация, термодиформационная обработка, углеродистая сталь, Gleeble 3500, многоцикловая обработка, сопротивление деформации, электронная микроскопия, разупрочнение, накопленная степень деформации, динамический возврат.

**M.P. Barishnikov, A.S. Ishimov, M.S. Zherebtsov,  
Yu.Yu. Efimova, O.A. Nikitenko**

Nosov Magnitogorsk State Technical University

**INVESTIGATION OF PROCESS OF DYNAMIC  
RECRYSTALLIZATION DURING HOT DEFORMATION BASED  
ON PHYSICAL MODELING ON GLEEBLE 3500 SYSTEM**

Multicyclic deformation of steel 20 on physical modeling complex Gleeble 3500 with 4 treatment regimes was conducted. 1 – compression, 2 – tension-compression, 3 – 20 cycles of tension-

compression from 1100 to 870 °C, 4 – 20 cycles of isothermal tension-compression at 870 °C. True strain during treatment with 1st and 2nd regimes was  $\epsilon = 0,4$  and with 3rd and 4th regimes was  $\epsilon = 8$ . Influence of thermo mechanical treatment on dynamic recrystallization process and complex of mechanical and microstructure steel 20 parameters formation was investigated. It was found that the true stress does not depend on the loading scheme, compression or tension, and depends on the the strain. It was established that the thermal deformation processing mode determines the mutual relation of the hardening and softening processes. Thus, the treatment with the 3<sup>rd</sup> regime led to a continuous stress increase, while the treatment with the 4<sup>th</sup> regime led to continuous stress decrease. This is due to the predominance of the softening processes speed such as dynamic recovery and dynamic recrystallization processes over the strain hardening. It is shown that multicyclic deformation leads to oriented structure formation in the steel.

**Keywords:** dynamic recrystallization, thermo mechanical treatment, carbon steel, Gleeble 3500, multicyclic treatment, true stress, electron microscopy, softening, true strain, dynamic recovery.

Термодеформационная обработка получила огромное распространение в промышленности за последние десятилетия. Основной целью всех усилий, связанных с проведением такой обработки, является получение готового продукта с высоким уровнем прочностных характеристик.

Механические характеристики материалов обусловлены их микроструктурой. Понимание того влияния, которое оказывает термодеформационная обработка на сопротивление деформации металла, является важнейшим фактором при выборе условий обработки для получения наилучших характеристик готовой продукции.

При деформировании стали происходит увеличение внутренней энергии путем накопления дислокаций. Во время горячей пластической деформации в стали происходят различные процессы разупрочнения, направленные на уменьшение внутренней энергии деформируемого металла. В сплавах, имеющих низкую энергию дефекта упаковки, скорость аннигиляции дислокаций с помощью механизма возврата недостаточна по сравнению со скоростью деформационного упрочнения, таким образом, происходит постоянный рост плотности дислокаций. В момент, когда внутренняя энергия достигает критического значения, деформированные зерна могут быть заменены новыми, недеформированными, при помощи механизма рекристаллизации.

Динамической рекристаллизацией называется процесс рекристаллизации, проходящий непосредственно во время деформирования металла, а если рекристаллизация проходит после деформации или в междеформационном интервале, данный процесс называется статической рекристаллизацией. В случаях, когда динамическая рекристаллизация инициирована путем зародышеобразования и не может полностью пройти во время деформирования, а завершается после деформирования

с помощью роста новых зарожденных зерен, данный процесс называется метадинамической рекристаллизацией. Условия, при которых может возникнуть динамическая, статическая и метадинамическая рекристаллизация, определяются параметрами обработки [1].

Целью данной работы было исследование процессов и механизмов разупрочнения в стали 20 при многоцикловогой деформации с большой накопленной степенью деформации<sup>1</sup>. Для проведения данного эксперимента были использованы цилиндрические образцы диаметром 10 мм и длиной 120 мм из стали 20. Исследования проводились с использованием комплекса для физического моделирования Gleeble 3500. Данный комплекс позволяет осуществлять нагрев образцов путем прямого пропуска электрического тока со скоростью 10 000 °C/с. Также с его помощью можно осуществлять контролируемое охлаждение со скоростью до 3000 °C/с. Контроль температуры осуществляется контактным методом при помощи термопар (хромель-алюмель), приваренных к поверхности образца. Гидравлическая система данного комплекса позволяет осуществлять последовательную одноосевую деформацию по механизму растяжение-сжатие с усилием 10 т в обоих направлениях. Скорость перемещения траверсы составляет до 1000 мм/с. Эксперименты проводились в вакууме.

Степень деформации определялась контактным методом при помощи датчика поперечной деформации. Скорость деформации составила 0,1 с<sup>-1</sup>. Для одного шага деформации истинная логарифмическая степень деформации составила 0,2.

Истинная логарифмическая степень деформации рассчитывалась по формуле [2]:

$$\varepsilon = 2 \ln \left( \frac{d_0}{d_0 + \Delta d} \right).$$

Скорость деформации рассчитывалась по формуле

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}.$$

Для проведения термомодеформационной обработки были использованы различные режимы (таблица).

---

<sup>1</sup> Исследования выполнены в Центре коллективного пользования НИИ Наносталей при МГТУ им. Баумана.

### Сопротивление деформации в процессе обработки

Режим	Температура начала деформации, °С	Вид деформации	Степень деформации	$\sigma_{\max}$ , МПа	$\Delta\sigma$
1	882	Сжатие	0,4	136	–
2	882	1 цикл «растяжение-сжатие»	0,4	139	–
3	1100	20 циклов «растяжение-сжатие»	8	90	+34
4	870	20 циклов «растяжение-сжатие»	8	36	–31

Перед деформированием образцы нагревались до 1200 °С в течение 1 мин, после нагрева проводилась выдержка в течение 1 мин при данной температуре для гомогенизации аустенита. По завершении аустенизации образец охлаждался в течение 15 с до температуры 1100 °С, а затем со скоростью 2,8 °С/с – до температуры начала деформирования [3]. Условия охлаждения – свободное охлаждение в захватах (средняя скорость около 40 °С/с).

На рис. 1 проиллюстрирован режим термомеханической обработки по режиму № 4.

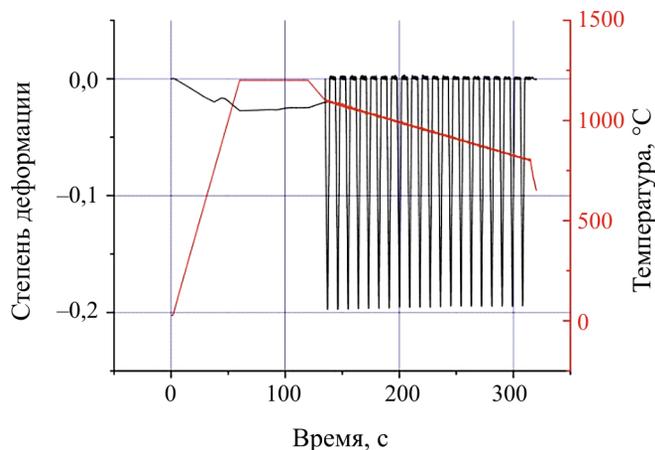


Рис. 1. Параметры режима термомеханической обработки № 4

На рис. 2 представлены графики зависимости сопротивления деформации во время обработки. Из полученных результатов видно, что при обработке по режиму 3 происходит непрерывный рост сопротивления деформации при постоянном понижении температуры. Это свя-

зано с тем, что скорость увеличения количества дислокаций и роста уровня внутренней энергии превышает скорость процессов разупрочнения, в связи с этим новые недеформированные зерна не успевают зародиться со скоростью, достаточной чтобы привести к снижению плотности дислокаций. Можно сделать вывод, что при таком режиме термомеханической обработки (при постоянном понижении температуры) происходит непрерывный рост сопротивления деформации, соответственно, и рост усилия деформирования.

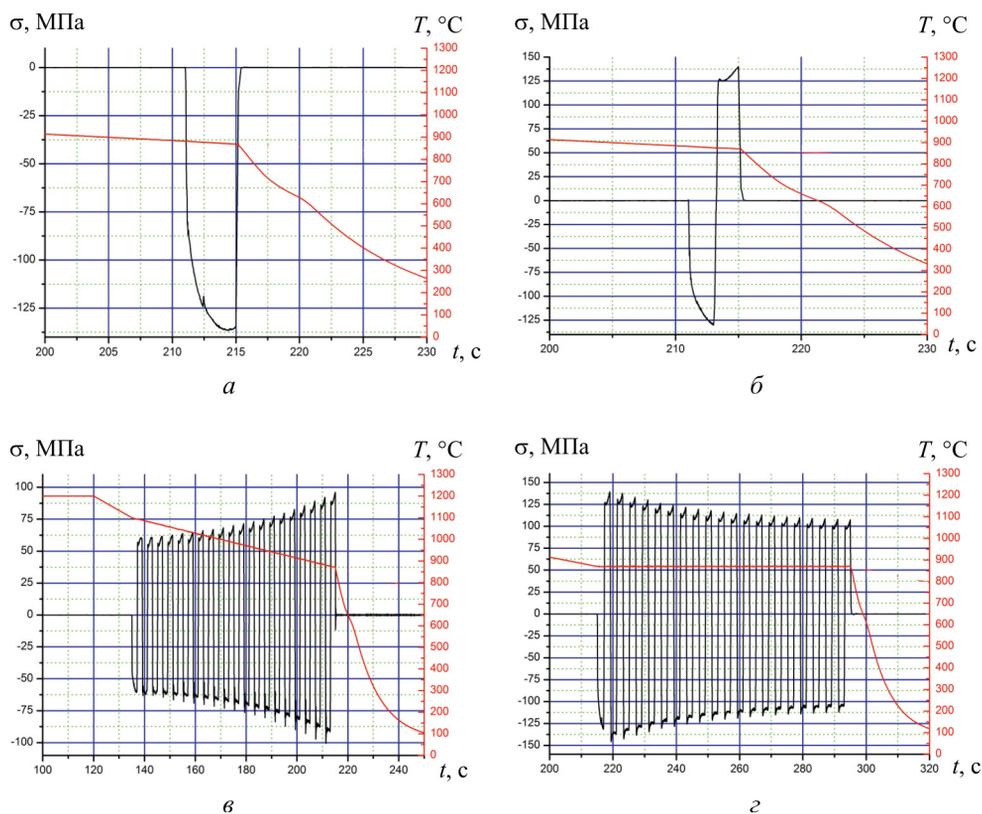


Рис. 2. Зависимость сопротивления деформации от времени во время деформации: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4

При обработке по четвертому режиму можно наблюдать картину изменения сопротивления деформации обратную той, что была получена в результате третьего эксперимента. Необходимо отметить, что при одинаковой температуре 870 °С в конце третьего и в начале чет-

вертого эксперимента сопротивление деформации различно. В начале четвертого эксперимента оно на 46 МПа превышает сопротивление деформации в конце третьего эксперимента. Можно предположить, что по завершении третьего эксперимента в металле присутствовала некоторая доля рекристаллизованной структуры.

Сопротивление деформации в конце четвертого эксперимента составило 105 МПа, а конце третьего – 95 МПа, поэтому можно предположить, что скорость процессов разупрочнения в третьем эксперименте была выше, чем в четвертом [4].

Проанализировав результаты первого и второго эксперимента, можно сделать вывод о том, что разупрочняющие процессы в малой степени зависят от направления деформации, а в основном зависят от степени деформации [5].

На основании анализа полученных результатов можно сделать вывод о том, что при непрерывном процессе деформирования в металле одновременно могут происходить два противоположных процесса: процесс увеличения плотности дислокаций (процесс упрочнения) и процесс аннигиляции дислокаций путем зарождения новых недеформированных зерен (процесс разупрочнения). Тип термомодеформационной обработки определяет их соотношения и может привести либо к росту сопротивления деформации, либо к его снижению [6, 7].

Результаты металлографического исследования представлены на рис. 3–5. В исходном состоянии сталь имеет двухфазную структуру, состоящую из феррита и перлита. Феррит представляет собой равноосные зерна без следов пластической деформации (рис. 3, *а*).

При этом строение перлита на оптическом микроскопе отражается плохо. При исследовании на электронном сканирующем микроскопе было установлено, что перлит является зернистым с небольшим количеством пластинчатых участков (рис. 3, *б*).

Характер микроструктуры, полученной после эксперимента, осуществленного по режиму № 1, свидетельствует, что по сравнению с исходной микроструктурой выделение феррита подавлено (рис. 4, *а*). Наблюдается микроструктура, представляющая собой мартенситные участки (рис. 4, *б*). В ферритных зернах следы деформации отсутствуют (рис. 4, *в*).

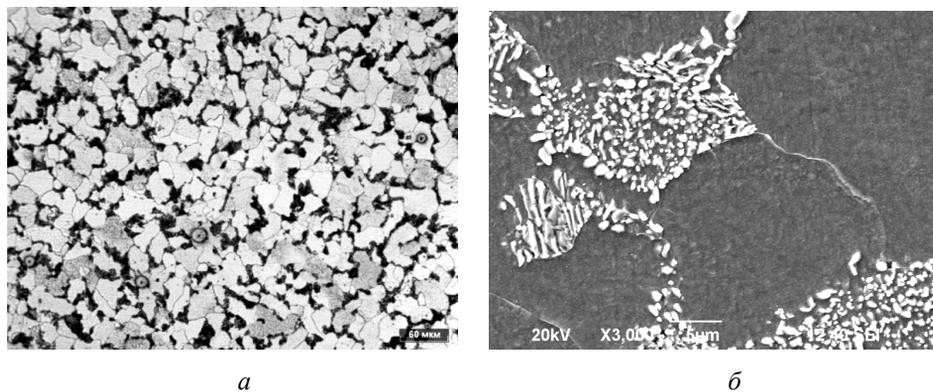


Рис. 3. Исходная микроструктура стали 20

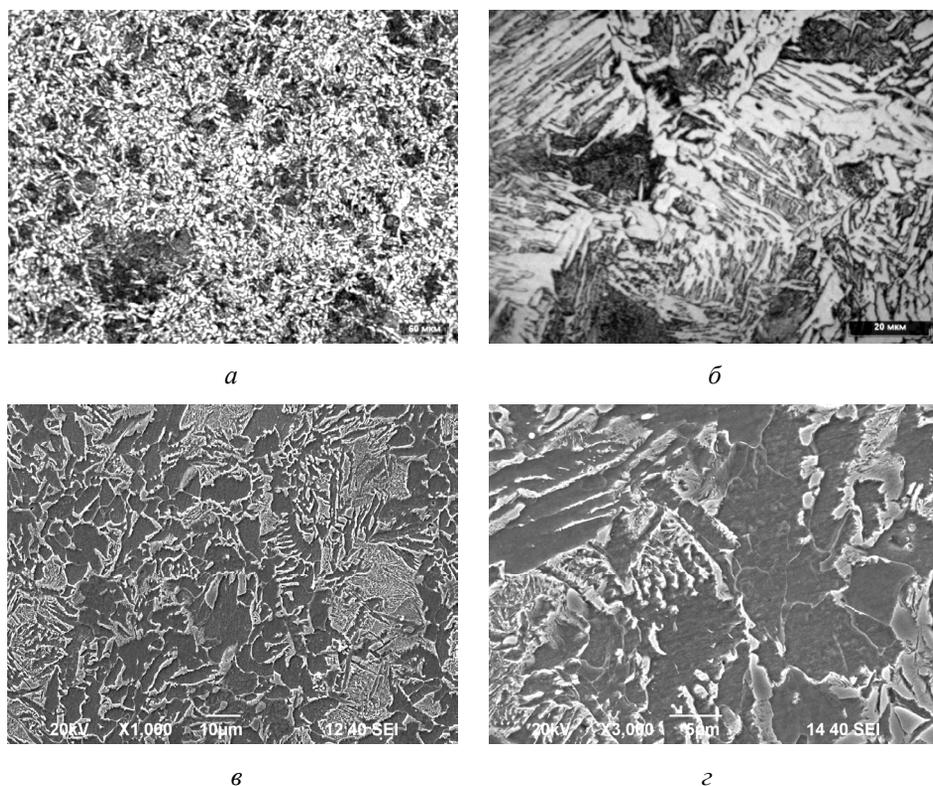


Рис. 4. Микроструктура образца после обработки по режиму 1

После эксперимента, осуществленного по режиму 2, микроструктура получилась аналогичной той, которая наблюдалась после эксперимента 1 (рис. 5, *a–в*). Однако в ферритных участках появились деформационные полосы (рис. 5, *г*).

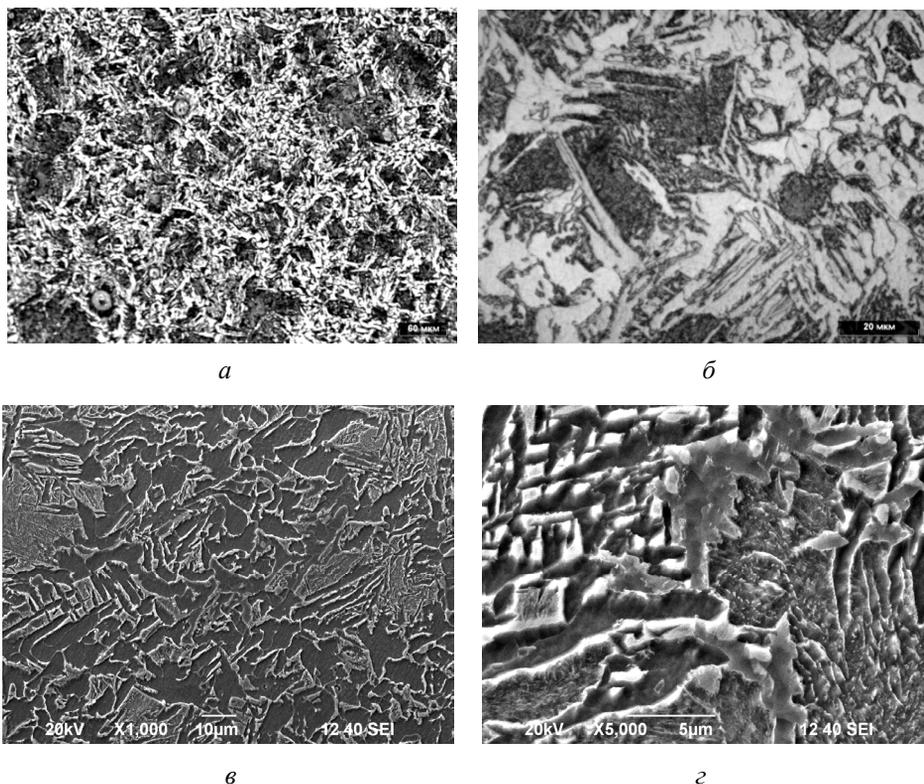


Рис. 5. Микроструктура образца после обработки по режиму 2

После эксперимента, осуществленного по режиму 3, наблюдается микроструктура, характерные особенности которой иллюстрирует рис. 6. Она представляет собой закономерное расположение участков, состоящих из пластин и игл, ориентированных определенным образом. Размер структурных элементов (ориентированных участков) не превышает 15 мкм (рис. 6, в), что меньше по сравнению с исходным размером зерна, которое составляет в среднем около 25 мкм (см. рис. 3, б) [8].

После эксперимента, осуществленного по режиму 4, наблюдается микроструктура, аналогичная микроструктуре после эксперимента, выполненного по режиму 3.

Результаты проведенного микроструктурного анализа показывают, что большая степень деформации приводит к измельчению структуры. Изменение направления деформации способствует образованию деформационных полос.

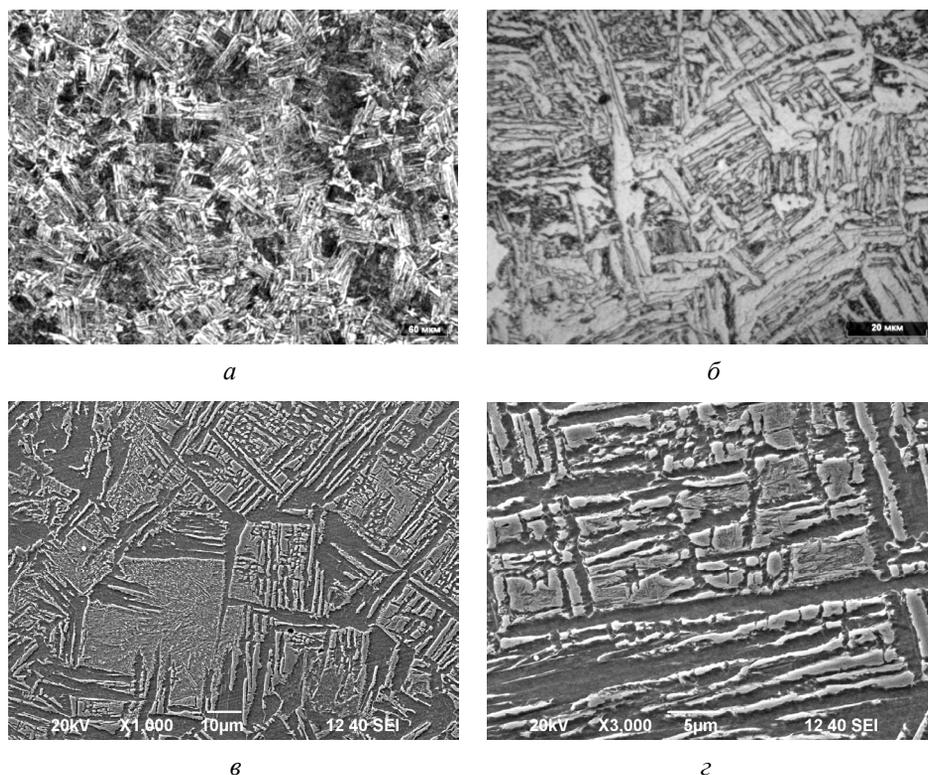


Рис. 6. Микроструктура образца после обработки по режиму 3

Сделаем следующие выводы:

1. Установлено, при непрерывном процессе деформирования в металле в зависимости от характера термомеханического воздействия (количество циклов «растяжение-сжатие», температура деформации) может происходить либо рост сопротивления деформации, либо его снижение. При этом разупрочняющие процессы в малой степени зависят от направления деформации, а в основном зависят от степени деформации.

2. Показано, что при больших степенях ( $\epsilon = 8$ ) деформация приводит к уменьшению размера структурных элементов.

*Авторы выражают благодарность научному консультанту Н.В. Копцевой.*

*Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (контракт 02.G25.31.0040), а также*

*программы стратегического развития университета на 2012–2016 гг. (конкурсная поддержка Минобразования РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО).*

### **Список литературы**

1. Laasraoui A., Jonas J.J., Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates // Metallurgical Transactions A. – 1991. – Vol. 22a. – P. 1545–1548.

2. Влияние больших деформация в горячем состоянии на структуру и свойства низкоуглеродистой стали / Н.Г. Колбасников, О.Г. Зотов, В.В. Дураничев, А.А. Наумов, В.В. Мишин, Д.А. Рингенен // Обработка металлов давлением. – 2009. – № 4. – С. 25–31.

3. Барышников М.П., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Моделирование процессов с большими степенями накопленной деформации на исследовательском комплексе Gleeble 3500 // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 71-й межрег. науч.-техн. конф.: в 2 т. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. – Т. 1. – С. 251–254.

4. Барышников М.П., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Исследование влияния температурно-временных и деформационных условий на сопротивление деформации стали 20 на комплексе физического моделирования Gleeble 3500 // Научная дискуссия: вопросы технических наук: сб. ст. по материалам XVI междунар. заоч. науч.-практ. конф. – М., 2013. – № 11 (13). – С. 66–69.

5. Mirzadeh H., Cabrera J.M., Najafizadeh A. Modeling and prediction of hot deformation flow curves // The Minerals, Metals & Materials Society and Asm International. – 2012. – Vol. 43a. – P. 108–122.

6. Multiscale model of dynamic recrystallization in hot rolling / J. Gawad, W. Madej, R. Kuziak, M. Pietrzyk // Int. J Mater Form. – 2008. – Suppl. 1. – P. 69–72.

7. Poliak E.I., Jonass J.J. A One-Parameter Approach To Determining The Critical Conditions For The Initiation Of Dynamic Recrystallization, Acta mater. – 1996. – Vol. 44, no. 1. – P. 127–136.

8. Физическое моделирование деформационного измельчения структуры углеродистой стали с использованием комплекса Gleeble 3500 /

М.В. Чукин, О.А. Никитенко, Ю.Ю. Ефимова, Н.В. Копцева, А.С. Ишимов, М.П. Барышников, М.С. Жеребцов // Известия ТулГУ. Технические науки. Вып. 10: в 2 ч. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. – Ч. 2. – С. 18–27.

Получено 10.11.2014

**Барышников Михаил Павлович** (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук, профессор Магнитогорского государственного технического университета; e-mail: arcsmag@mail.ru

**Ишимов Алексей Сергеевич** (Магнитогорск, Россия) – аспирант Магнитогорского государственного технического университета; e-mail: TTSoprano.A@gmail.com

**Жеребцов Максим Сергеевич** (Магнитогорск, Россия) – аспирант Магнитогорского государственного технического университета; e-mail: max777slavashka@mail.ru

**Ефимова Юлия Юрьевна** (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук, доцент Магнитогорского государственного технического университета; e-mail: jefimova78@mail.ru

**Никитенко Ольга Александровна** (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук Магнитогорского государственного технического университета; e-mail: olganikitenko@list.ru

**Barishnikov Mikhail** (Magnitogorsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University; e-mail: arcsmag@mail.ru

**Ishimov Alexey** (Magnitogorsk, Russian Federation) – Postgraduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University; e-mail: TTSoprano.A@gmail.com

**Zherebtsov Maxim** (Magnitogorsk, Russian Federation) – Postgraduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University; e-mail: max777slavashka@mail.ru

**Efimova Yulia** (Magnitogorsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Nosov Magnitogorsk State Technical University; e-mail: jefimova78@mail.ru

**Nikitenko Olga** (Magnitogorsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Nosov Magnitogorsk State Technical University; e-mail: olganikitenko@list.ru