

УДК 621.7.044:669.14:620.18

**О.А. Никитенко, Ю.Ю. Ефимова, М.С. Жеребцов,
Н.В. Копцева, М.П. Барышников, Е.С. Селиванова**

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССАХ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Исследованы особенности режимов деформирования и закономерности формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в низкоуглеродистой стали 20 с использованием методов горячей пластической деформации на комплексе Gleeble 3500. Перспективным направлением получения УМЗ-структур в металлах и сплавах является использование именно методов горячей пластической деформации, однако закономерности таких процессов и получаемых свойств материалов изучены не в полной мере. Эксперимент заключался в одноосном высокоскоростном сжатии цилиндрических образцов. Скорость деформирования была выбрана максимально возможная, соответствующая возможностям комплекса. Степень истинной деформации также была выбрана с учетом возможностей комплекса и составила $\epsilon = 1$. В результате была установлена возможность получения УМЗ-структуры в низкоуглеродистой стали методом горячей пластической деформации одноосным сжатием. Определены энергосиловые и температурно-скоростные режимы, обеспечивающие получение УМЗ-структур с размером зерна 240–1250 нм. Аналогичный размер зерна получается при холодной пластической деформации с большими степенями накопленной деформации. Микротвердость образцов, полученных в ходе эксперимента, составила 2000 МПа, что соответствует микротвердости после первого прохода равноканального углового прессования. Таким образом, данный вид обработки позволяет получать УМЗ-структуру в низкоуглеродистой стали 20, что приводит к повышению механических свойств материала.

Ключевые слова: углеродистая сталь, энергосиловые и температурно-скоростные режимы горячей пластической деформации, Gleeble 3500, ультрамелкозернистая структура, микротвердость, сталь 20, горячая пластическая деформация, физическое моделирование, деформационное измельчение.

**O.A. Nikitenko, Iu.Iu. Efimova, M.S. Zherebtsov,
N.V. Koptseva, M.P. Barishnikov, E.S. Selivanova**

Nosov Magnitogorsk State Technical University,
Magnitogorsk, Russian Federation

FORMATION OF ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE IN CARBON STEEL IN THE HOT PLASTIC DEFORMATION PROCESSES

In work features of modes of deformation and regularity of formation of ultrafine-grained (UFG) structure in low-carbon steel 20 with use of methods of hot plastic deformation on the Gleeble 3500. Perspective direction to obtain the UFG structures in metals and alloys is the use of it by hot plastic deformation, but the laws of such processes and of received properties of materials investigated are not fully utilized. The experiment consisted of a high-speed uniaxial compression of cylindrical samples. Strain rate was chosen the maximum possible that match the capabilities of the complex. The degree of the true strain has also been selected considering the complex possibilities and amounted $\varepsilon = 1$. The result has been found possible to obtain the UFG structure in low carbon steel by method of hot plastic deformation by uniaxial compression. Determined energy-power and temperature-speed mode, providing reception of UFG structures with a grain size of 240–1250 nm. A similar grain size is obtained by cold plastic deformation with a high degree of accumulated strain. The microhardness of the samples obtained in the during the experiment, is 2000 MPa, which corresponds to the microhardness after the first pass of equal channel angular pressing. Thus, this type of treatment allows to receive the UFG structure low carbon steel 20, which leads to increased mechanical properties of the material.

Keywords: carbon steel, energy-power and temperature-speed modes of hot plastic deformation, Gleeble 3500, ultrafine-grained structure, microhardness, steel 20, hot plastic deformation, physical modeling, strain refinement.

В настоящее время получение материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой осуществляется в основном методами холодной пластической деформации [1], что накладывает существенные ограничения на режимы технологического процесса. Перспективным направлением получения УМЗ-структур в металлах и сплавах является использование методов горячей пластической деформации, однако закономерности таких процессов и получаемых свойств материалов изучены не в полной мере. В связи с этим актуальным является вопрос исследования механизмов формирования свойств и режимов деформирования для получения УМЗ-структуры методами горячей пластической деформации.

Как известно, структуру и свойства металла при деформации определяют такие факторы, как величина давления (или импульса), скорость деформации (или продолжительность процесса) и температура. Целью исследования было установление энергосиловых параметров

и температурно-скоростных режимов получения сталей с УМЗ-структурой методами горячей пластической деформации.

Большие возможности для моделирования процессов горячей пластической деформации предоставляют комплексы физического моделирования Gleeble 3150, 3500, 3800 [2, 3]. Они являются, по сути, высокоскоростным пластометром с возможностью реализации практически неограниченного числа стадий обработки металлов давлением с постоянной или переменной по ходу обработки температурой или скоростью деформации. Простое в использовании собственное программное обеспечение формирует удобный интерфейс для создания программ термомеханических испытаний и физического моделирования, а также сбора и анализа полученных данных. Нагрев образца осуществляется прямым пропусканием электрического тока, что позволяет нагревать образцы со скоростью до 10 000 °C/с, а также поддерживать постоянную температуру с точностью 1 °C. Благодаря высокой теплопроводности медных захватов, в которых закрепляется образец, в комплексе Gleeble 3500* возможно достигать высоких скоростей охлаждения [3].

Исследования проводились на образцах диаметром 10 мм и длиной 100 мм, изготовленных из стали 20, с помощью модуля «сжатие-растяжение» комплекса Gleeble 3500. Температурно-скоростные режимы деформирования представлены в таблице (применено свободное охлаждение в захватах, средняя скорость охлаждения около 40, °C/с).

Температурно-скоростные режимы деформирования образцов

| Номер образца | Температура нагрева, °C | Скорость нагрева, °C/с | Время выдержки, с | Скорость движения траверсы, мм/с |
|---------------|-------------------------|------------------------|-------------------|----------------------------------|
| 1 | 750 | 10 | 60 | 5 |
| 2 | | | | 1000 |
| 3 | 1250 | | | 5 |
| 4 | | | | 1000 |

Степень деформации при различных температурах была одинаковой и задавалась сжатием образца на 25 мм, которое осуществлялось перемещением траверсы на соответствующее расстояние.

* Исследования выполнены в ЦКП НИИ Наностали при ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова».

Для выявления качественных и количественных характеристик микроструктуры использовался оптический микроскоп Meiji Techno с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO [4, 5], а также растровая электронная микроскопия (РЭМ) с использованием сканирующего электронного микроскопа JSM 6490 LV.

Исходная микроструктура горячекатаного образца представлена на рис. 1. Она представляла собой характерную строчечную структуру, в которой и перлитные зерна вытянуты вдоль направления прокатки. Объемная доля перлита составляла примерно 24 %, феррита – 76 % (рис. 1, *а*), размер зерен находился в пределах 15–30 мкм, а среднее межпластиночное расстояние в перлите составляло 0,32 мкм (рис. 1, *б*).

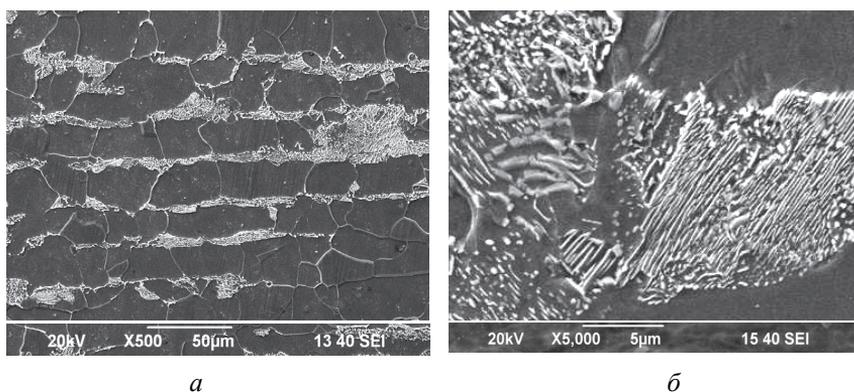


Рис. 1. Микроструктура стали 20 в исходном состоянии

Общий вид микроструктуры стали 20 после деформации при температуре 750 °С при различной скорости деформации (скорости движения траверсы, см. таблицу) представлен на рис. 2.

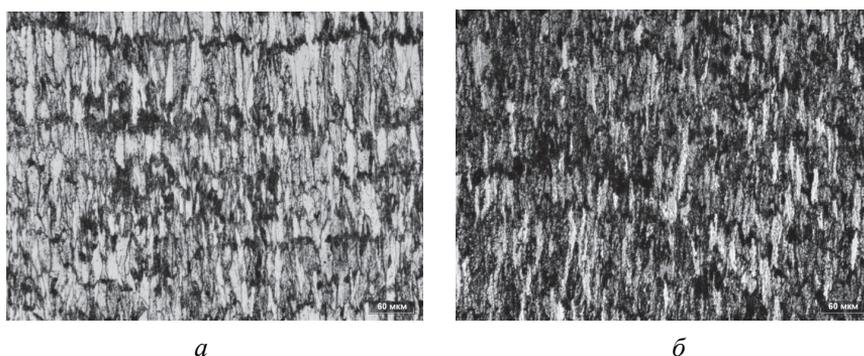


Рис. 2. Общий вид микроструктуры стали 20 после деформации при температуре 750 °С при различной скорости деформации (скорость движения траверсы):
а – 5 мм/с; *б* – 1000 мм/с

Наблюдается металлографически ориентированная в одном направлении структура (рис. 2, *a*), состоящая из параллельных деформационных полос, расположенных с шагом 5–10 мкм и подобных полосовым структурам, возникающим при традиционных способах деформации со степенями $\epsilon \leq 3 \dots 4$. При скорости движения траверсы 1000 мм/с зеренная структура плохо просматривается с помощью оптической микроскопии, а границы зерен не различаются вовсе (рис. 2, *б*).

В связи с этим структура стали были исследована с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) (рис. 3).

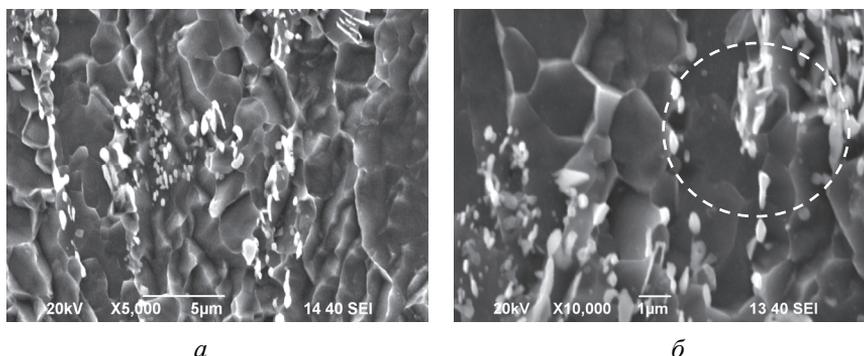


Рис. 3. Формирование УМЗ-структуры стали 20 после деформации при температуре 750 °С при скорости движения траверсы 5 мм/с

С помощью РЭМ выявлено, что в образцах, деформированных при температуре 750 °С, вне зависимости от скорости движения траверсы внутри деформационных полос (см. рис. 2), происходит разбиение зерен на более мелкие по размерам области (фрагменты). При этой температуре деформация стали 20 происходила в межкритическом интервале $A_{c1} - A_{c3}$, т.е. в двухфазной области аустенит + феррит, когда одновременно деформировались и аустенитные и ферритные зерна.

Таким образом, микроструктура стали после деформации при температуре 750 °С при скорости движения траверсы 5 мм/с состоит из зерен равноосной формы с размером в среднем до 1200 нм (рис. 3, *a*). В отдельных участках наблюдается УМЗ-структура с размером зерна до 350 нм.

При больших увеличениях отчетливо видно, что зерна имеют тонкие прямолинейные границы и равновесные углы в тройных стыках (рис. 3, *б*), это указывает на формирование высокоугловых границ и свидетельствует, очевидно, о протекании частичной динамической рекристаллизации, в результате чего фрагменты феррита приобретают

практически равноосную форму. Однако значительного роста рекристаллизованных зерен при таких условиях деформации не происходит. Помимо этого происходит сфероидизация цементита в перлитных участках.

В образце, деформированном со скоростью движения траверсы 1000 мм/с, наблюдался меньший размер зерна (средний размер 240 нм, минимальный размер 150 нм) и большее количество фрагментированного феррита (рис. 4, *а*). Кроме того, обнаруживались изменения и в пластинчатом перлите: уменьшается межпластинчатое расстояние, отчетливо наблюдается деформация и изгиб цементитных пластин (рис. 4, *б*).

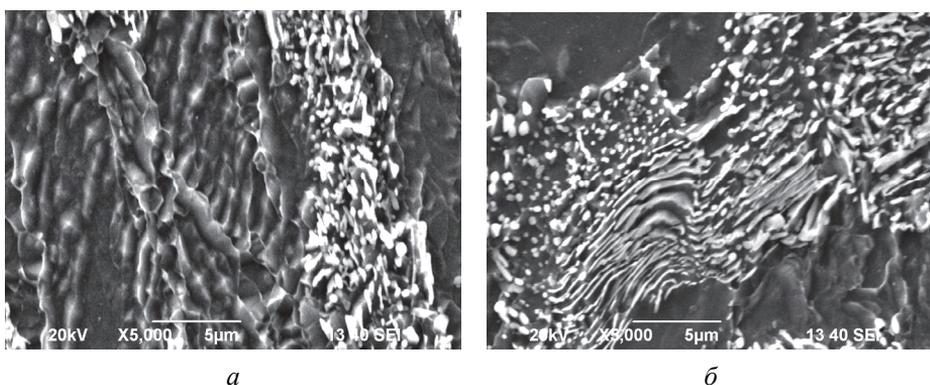


Рис. 4. Особенности строения феррита и перлита в микроструктуре стали 20 после деформации при температуре 750 °С при скорости движения траверсы 1000 мм/с

Структура, полученная при деформации при температуре 750 °С, оказалась аналогична структуре, которая наблюдалась в стали 20 после равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 400 °С: в микроструктуре также формировались деформационные полосы и ультрамелкие зерна размером 300–500 нм [6, 7], – как и при динамическом канально-угловом прессовании титана при повышенных температурах [8].

Общий вид микроструктуры стали 20 после деформации при температуре 1250 °С при различной скорости деформации (скорости движения траверсы, см. таблицу) представлен на рис. 5. Деформация при этой температуре (выше температуры A_{c3}), протекала в однофазной аустенитной области. При этом морфология структурных составляющих полностью отличается от морфологии структурных составляющих при деформации при температуре 750 °С: феррит имеет

иглочатое строение, а вместо пластинчатой феррито-карбидной смеси наблюдается бейнитно-мартенситная структура (БМ) (рис. 6).

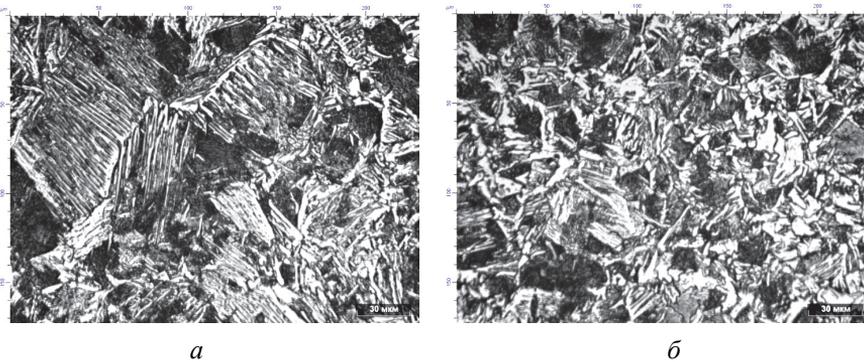


Рис. 5. Микроструктура стали 20 после деформации при температуре 1250 °С при различной скорости деформации: *а* – 5 мм/с; *б* – 1000 мм/с

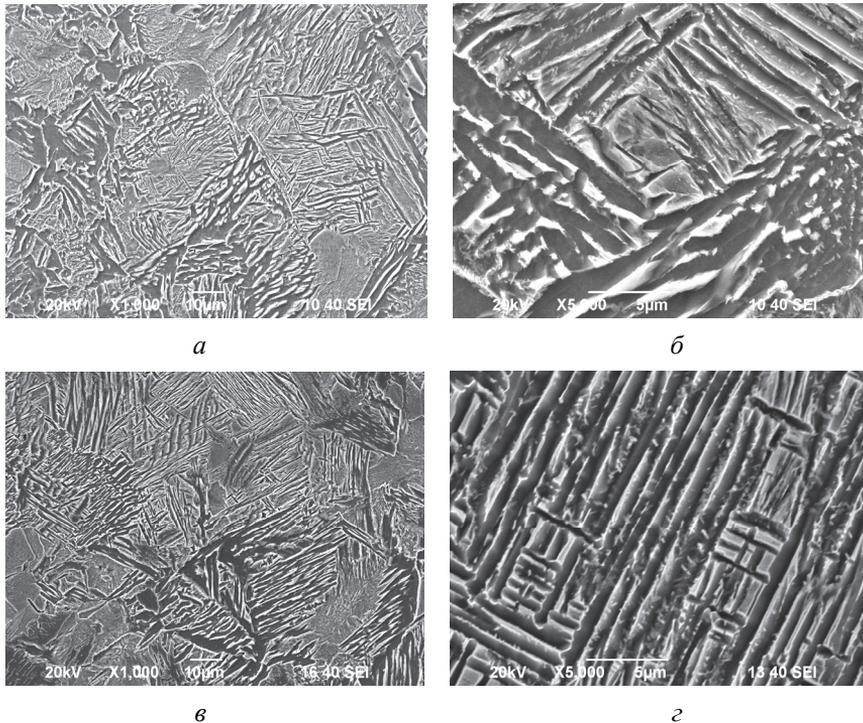
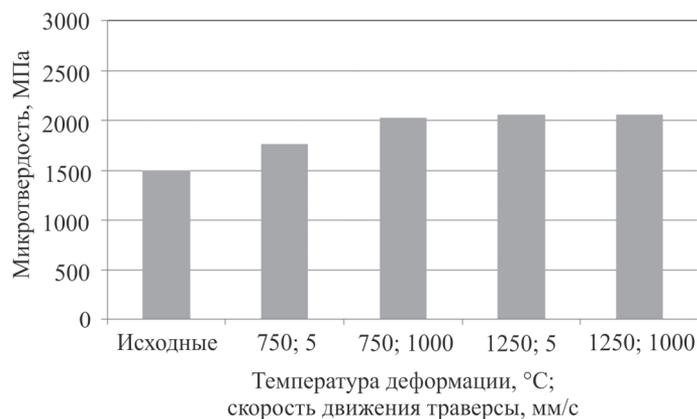


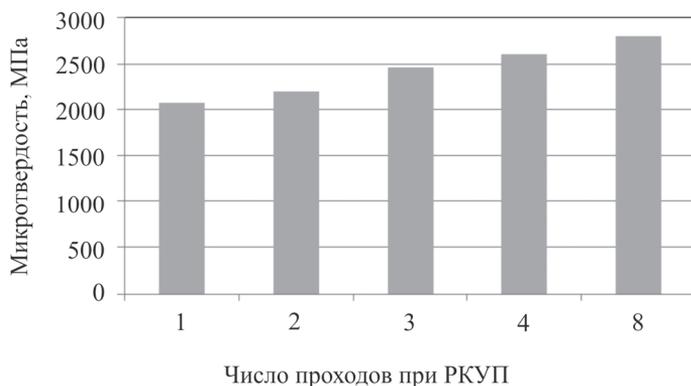
Рис. 6. Микроструктура стали 20 после деформации при температуре 1250 °С при различной скорости деформации: *а, б* – 5 мм/с; *в, г* – 1000 мм/с

Формирование такой структуры обусловлено ростом зерна аустенита и ускоренным охлаждением при проведении эксперимента (см. таблицу).

Сопоставление микротвердости стали 20, полученной в данном исследовании при деформации при повышенной температуре, с микротвердостью после РКУП, иллюстрирует рис. 7. По сравнению с РКУП твердость после деформации при повышенных температурах ниже, однако твердость по сравнению с исходным состоянием возросла примерно на 15 %, что связано с измельчением зерна и фрагментацией феррита при температуре 750 °С, а при 1250 °С – с ускоренным охлаждением и образованием БМ-структур.



а



б

Рис. 7. Сопоставление микротвердости стали 20 после деформации при различных температурах и скорости движения траверсы и после РКУП при 400 °С

Результаты исследования, полученные с использованием комплекса Gleeble 3500, показали принципиальную возможность обеспечить деформационное измельчение структуры стали 20 при деформации при повышенных температурах до размеров зерна 240–1250 нм, подобно тому, как это достигается при теплой и холодной пластической деформации с большими степенями деформации.

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 Минобрнауки РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО).

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Исследование структуры и свойств TRIP-сталей на комплексе Gleeble-3800 / А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников, О.Г. Зотов, Д.А. Рингинен, А.А. Немтинов, В.В. Кузнецов // Черные металлы. – 2010. – № 2. – С. 8–14.
3. Чукин Д.М., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Использование комплекса Gleeble 3500 для анализа фазовых превращений в стали эвтектического состава, микролегированной бором // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. М.В. Чукина. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогор. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. – Вып. 38. – С. 53–57.
4. Копцева Н.В., Чукин М.В., Никитенко О.А. Использование программного продукта Thixomet PRO для количественного анализа ультрамелкозернистой структуры низко- и среднеуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 8. – С. 12–17.
5. Количественный анализ микроструктуры заготовок из ультрамелкозернистой стали марок 20 и 45, полученных методом равноканального углового прессования / А.И. Мешкова, О.А. Никитенко, Ю.Ю. Ефимова, Н.В. Копцева // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2011. – № 1. – С. 153–156.

6. Формирование структуры и механических свойств углеродистой конструкционной стали в процессе наноструктурирования методом равноканального углового прессования / Н.В. Копцева, Ю.Ю. Ефимова, М.П. Барышников, О.А. Никитенко // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 7. – С. 11–17.

7. Копцева Н.В. Деформационное измельчение структуры углеродистых конструкционных сталей методом равноканального углового прессования для повышения прочности продукции метизного производства // Сталь. – 2012. – № 8. – С. 50–56.

8. Повышение механических свойств титана методом динамического канально-углового прессования / В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, И.В. Хомская, Е.В. Шорохов, П.А. Насонов // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 1 (69). – С. 29–37.

Получено 16.02.2015

Никитенко Ольга Александровна (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук, старший преподаватель кафедры «Машиностроительные и металлургические технологии» Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, e-mail: olganikitenko@list.ru.

Ефимова Юлия Юрьевна (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры «Машиностроительные и металлургические технологии» Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, e-mail: jefimova78@mail.ru.

Жеребцов Максим Сергеевич (Магнитогорск, Россия) – аспирант Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, e-mail: max777slavashka@mail.ru.

Копцева Наталья Васильевна (Магнитогорск, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры «Литейное производство и материаловедение» Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, e-mail: kopceva1948@mail.ru.

Барышников Михаил Павлович (Магнитогорск, Россия) – кандидат технических наук, профессор кафедры «Машиностроительные и металлургические технологии» Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, e-mail: arcosmag@mail.ru.

Селиванова Екатерина Сергеевна (Магнитогорск, Россия) – студентка Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.

Nikitenko Olga (Magnitogorsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Assistant Professor, Department “Mechanical and Metallurgical Process Engineering”, Nosov Magnitogorsk State Technical University, e-mail: olganikitenko@list.ru.

Efimova Yuliya (Magnitogorsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Assistant Professor, Department “Mechanical and Metallurgical Process Engineering”, Nosov Magnitogorsk State Technical University, e-mail: jefimova78@mail.ru.

Zherebtsov Maksim (Magnitogorsk, Russian Federation) – Post-graduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, e-mail: max777slavashka@mail.ru.

Koptseva Natalia (Magnitogorsk, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department “Foundry and Material Science”, Nosov Magnitogorsk State Technical University, e-mail: kopceva1948@mail.ru.

Barishnikov Mikhail (Magnitogorsk, Russian Federation) – Professor, Department “Mechanical and Metallurgical Process Engineering”, Nosov Magnitogorsk State Technical University, e-mail: arcosmag@mail.ru.

Selivanova Ekaterina (Magnitogorsk, Russian Federation) – Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University.