

УДК 621.91.01

doi: 10.18698/0536-1044-2023-4-10-20

Шероховатость поверхности после точения аустенитной стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, в зависимости от структуры и свойств, сформированных интенсивной пластической деформацией*

А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Тарасов,
С.В. Фортуна, В.Р. Утяганова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Surface roughness after turning the austenitic 08X18H10 steel alloyed with copper and manganese depending on structure and properties formed by the intensive plastic deformation

A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.Yu. Tarasov,
S.V. Fortuna, V.R. Utyaganova

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Широко используемые в различных отраслях промышленности аустенитные нержавеющие стали обладают потенциалом для улучшения механических свойств путем легирования и деформационной обработки. Однако такое модифицирование материала может сказаться на качестве его обработки резанием. Исследовано влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, а также на качество ее обработки при точении в разном структурном состоянии. Установлено, что применение многостороннейковки приводит к формированию в исследуемой стали сильнодеформированной субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций, а последующая прокатка — к дополнительному формированию разоориентированных микродвойников деформации и пачек нанодвойников. Эти структурные изменения способствуют увеличению прочности и микротвердости материала. Анализ рельефа обработанной точением поверхности образцов показал, что использование интенсивной пластической деформации позволяет существенно уменьшить параметры шероховатости Ra и Rz , по сравнению с таковыми у образцов, не подвергнутых интенсивной пластической деформации. Выявлено, что увеличение подачи способствует повышению микротвердости тонкого приповерхностного слоя материала и более плавному ее изменению вглубь от обработанной поверхности.

Ключевые слова: сталь, резание, структура, микротвердость, шероховатость

Various industries are widely using the austenitic stainless steels, and these steels possess the potential to improve their mechanical properties through alloying and deformation machin-

* Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2022-0004.

ing. However, such material improvement could also affect the quality of its machine cutting. The paper studies the influence of intensive plastic deformation on structure and properties of the 08X18H10 steel alloyed with copper and manganese, as well as on the quality of its machining in turning under different structural states. It was established that the use of multilateral forging led to formation of a heavily deformed subgrain structure with the high dislocation density in the steel under study, and subsequent rolling caused additional formation of the differently oriented deformation microtwins and packs of nanotwins. These structural alterations contributed to increasing the strength and micro-hardness of the material. Analysis of the machine turned surface relief of the samples showed that using the intensive plastic deformation made it possible to significantly reduce the Ra and Rz roughness parameters compared to those samples not subjected to intensive plastic deformation. It was found that an increase in feed led to the growing micro-hardness of the material thin near-surface layer and to its smoother alteration in depth from the machined surface.

Keywords: steel, cutting, structure, micro-hardness, roughness

Легирование медью аустенитных сталей AISI 304 (08X18H10) и AISI 316 (08X18H13M2) способствует увеличению их прочности [1, 2], ползучести [3, 4] и твердости. Аустенитную нержавеющую сталь AISI 304, содержащую 2,3... 3,0 мас. % меди, в основном применяют в пароперегревателях и трубах котельного оборудования, которые работают с температурой пара около 600 °C [5, 6].

В статье [7] отмечено, что с ростом температуры снижаются пределы текучести и прочности, а также удлинение при растяжении стали AISI 304, легированной медью. Однако степень деформационного упрочнения увеличивается до температуры 600 °C, что обусловлено механизмом дисперсионного упрочнения частицами богатыми медью.

Как показано в работе [8], мелкодисперсные частицы имеют сферическую форму размером около 30 нм. Они очень стабильны даже после длительного старения стали AISI 304 в течение 10 000 ч при 650 °C и равномерно распределены в аустенитной матрице.

Установлено [9], что при испытании на ползучесть когерентные частицы с высоким содержанием меди, образовавшиеся во время термического старения, упрочнили сплав. Причем сопротивление ползучести при 630 °C не становится ниже, чем у стали без частиц.

Увеличение предела текучести и твердости стали AISI 316 обусловлено формированием большого количества равномерно распределенных в матрице когерентных частиц, богатых медью, которые выделились в результате старения при температуре 700 °C в течение 20 мин [10].

Анализ результатов экспериментов [11] показал, что частицы с высоким содержанием ме-

ди повышают твердость и прочность стали AISI 316LN-Cu. Состаренная при 700 °C в течение 6 ч сталь обладала оптимальной прочностью и пластичностью благодаря правильным размерам и объемной доле частиц. Обнаружена сильная тенденция никеля к сегрегации на границе раздела между матрицей γ -Fe и частицами, богатыми медью. Эта межфазная сегрегация вызвана не накоплением атомов никеля перед движущейся границей раздела или упругим взаимодействием, а сильной энергией связи Cu-Ni.

Превосходный упрочняющий эффект частиц с высоким содержанием меди обусловлен когерентной межфазной структурой и высокостабильной микроструктурой. Добавка марганца также оказывает положительное влияние на свойства аустенитной стали. Высокое содержание меди повышает прочность и твердость стали, а добавка марганца снижает межфазную энергию на границе частица — матрица [12]. Сегрегация марганца замедляет рост частиц с высоким содержанием меди, в результате чего формируются наноразмерные частицы, стабильные до температуры ~700 °C.

Из изложенного следует, что легирование сталей типа AISI 304 и AISI 316 медью и марганцем не приводит к краснотомкости, а повышает их механические свойства. Следовательно, эти аустенитные стали можно подвергнуть интенсивной пластической деформации (ИПД) с целью измельчения структуры и еще большего увеличения прочности и твердости.

В то же время значительное повышение прочности и твердости может неоднозначно сказаться на качестве обработки резанием этих материалов [13–15]. Одним из основных параметров качества обработки резанием является

шероховатость поверхности детали, от которой зависят плотность контакта сопрягаемых деталей, герметичность соединений и коррозионная стойкость [16].

Цель работы — исследование шероховатости обработанной поверхности образцов из аустенитной стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, с модифицированной методами ИПД структурой.

Методика исследований. Для проведения исследований использовали сталь 08X18H10, легированную медью и марганцем, имевшую следующий химический состав, мас. %: Cr — 18,0; Ni — 10,0; Mn — 2,0; Cu — 2,0; C — 0,8; Fe — остальное.

Структурное состояние образцов изменяли двумя способами. Первый — многосторонняя ковка — заключался в последовательном сжатии по трем осям на 50, 45 и 40 % при температуре 550, 500 и 450 °С соответственно. Второй — прокатка подвергнутых воздействию первым способом образцов до степени деформации 50 % с предварительным нагревом до 300 °С. Перед ИПД образцы отжигали при температуре 1100 °С в течение 2 ч с последующим быстрым охлаждением в воде.

Микроструктуру деформированных образцов исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии в режиме получения светлопольных изображений. Структуру исходных образцов оценивали путем металлографических исследований посредством оптической микроскопии. Материал образцов подвергали испытанию на растяжение по стандартной методике. Микротвердость определяли при нагрузке 50 г.

Таблица 1

Режимы резания

Режим обработки	Подача, мм/об	Глубина резания, мм	Частота вращения заготовки, мин ⁻¹
1	0,07	0,8	4000
2	0,25		

Токарная обработка заключалась в подрезке торцов цилиндрических заготовок диаметром 9 мм с применением смазочно-охлаждающей жидкости. Чтобы оценить производительность процесса резания, изменяли подачу при постоянных значениях глубины резания и частоты вращения заготовки (табл. 1).

Параметры шероховатости обработанной поверхности определяли с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа.

Результаты и их обсуждение. Микроструктура стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, в исходном состоянии представлена зернами аустенита размером 50...100 мкм с двойниками рекристаллизации (рис. 1, а), сформированными в процессе отжига. Применение многосторонней ковки приводит к созданию сильнодеформированной субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций (рис. 1, б). Последующая прокатка вызвала образование разоориентированных микродвойников деформации и пачек нанодвойников (рис. 1, в). В то же время субзеренная структура частично сохранена, и в ней повышена плотность дислокаций.

Деформация стали посредством многосторонней ковки привела к значительному увеличению (в 1,9 раза) условного предела текучести

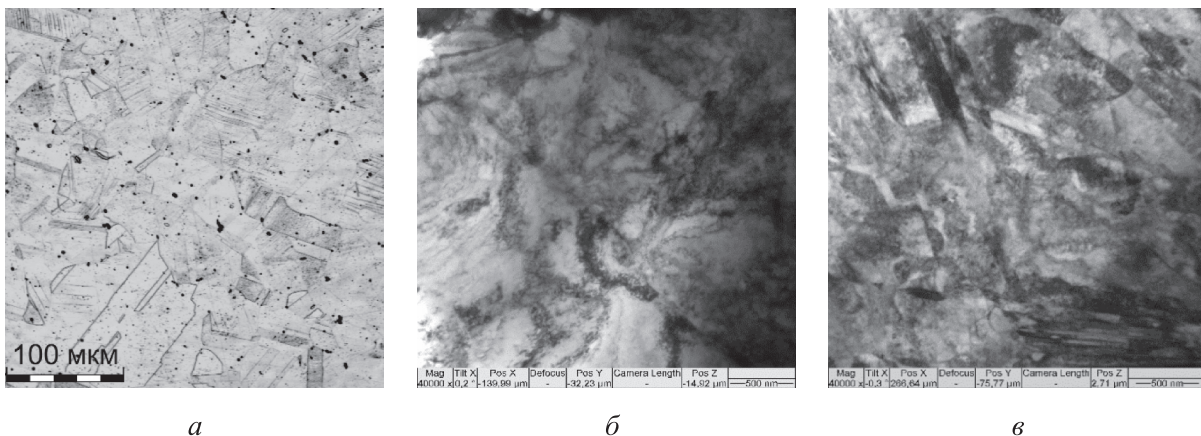


Рис. 1. Микроструктура стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, в исходном состоянии (а), после многосторонней ковки (б) и последующей прокатки (в)

при растяжении по сравнению с таковым у стали в исходном состоянии (табл. 2). Это является закономерным вследствие формирования субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций. Предел прочности (повышение на ~5 %) и относительное удлинение (снижение на ~17 %) изменились в меньшей степени. Микротвердость увеличилась примерно на 14 %.

Дальнейшее изменение структуры путем прокатки кованных образцов привело к более существенному изменению механических свойств стали. Это обусловлено формированием микро- и нанодвойников деформации, а также повышением плотности дислокаций по

сравнению с таковой для кованого образца. Условный предел текучести увеличился в 2,9 раза, предел прочности в 1,5 раза, а относительное удлинение уменьшилось на 24 %. Микротвердость возросла примерно на 19,5 %.

При обработке образцов с подачей $S = 0,07$ мм/об формируется гладкая поверхность без существенных дефектов (рис. 2, а-в). Следы смещения инструмента равномерные, следовательно, процесс обработки является стабильным. Увеличение подачи до $S = 0,25$ мм/об приводит к формированию нерегулярного рельефа на поверхности исходного образца стали (рис. 2, г). Часть пластически деформированного материала оттесняется на периферию траек-

Таблица 2

Механические свойства образцов из стали 08X18H10, легированных медью и марганцем

Состояние образца	Условный предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Микротвердость, ГПа
Исходное	363 ± 5	744 ± 11	41 ± 2	3,6
Кованый	687 ± 8	781 ± 11	34 ± 2	4,1
Кованый и прокатанный	1050 ± 8	1113 ± 12	31 ± 2	4,3

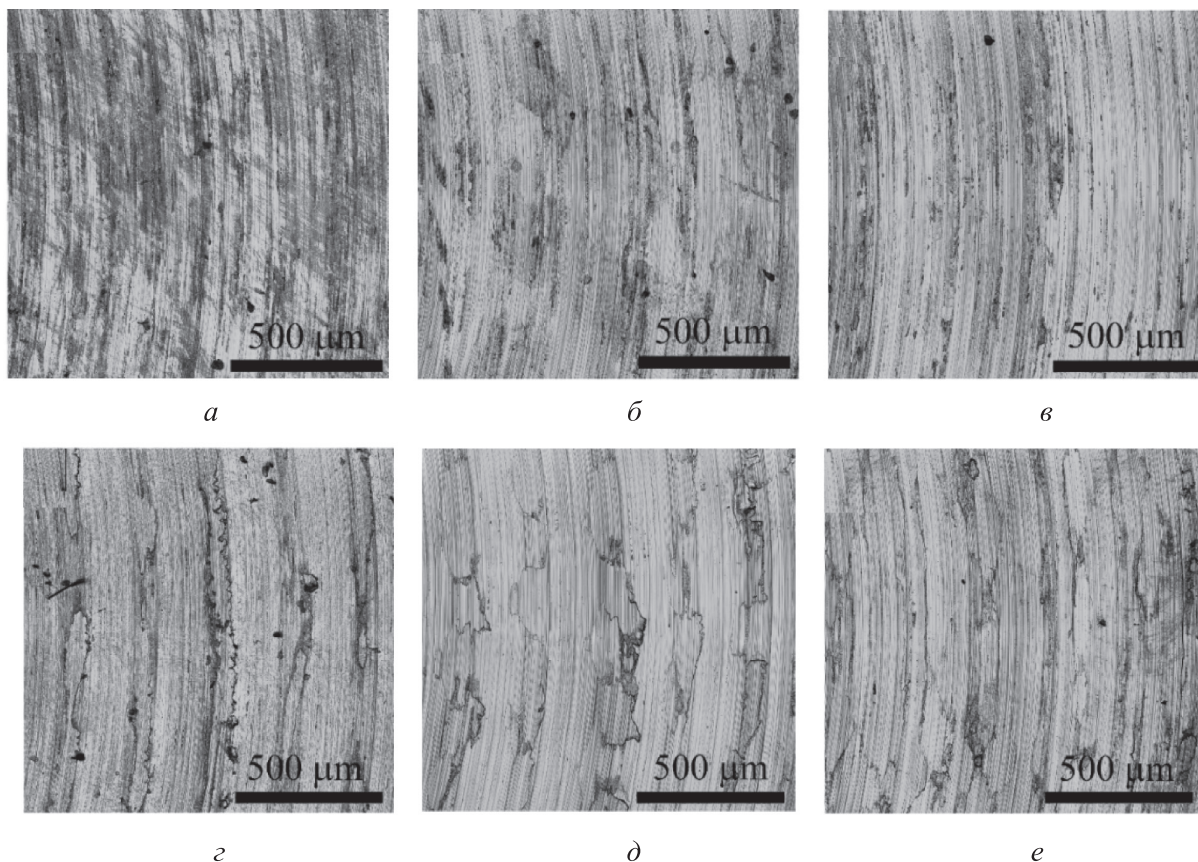


Рис. 2. Микроструктура поверхностей стальных образцов в исходном состоянии (а, г), после многостороннейковки (б, д) и последующей прокатки (в, е) при подаче $S = 0,07$ (а-в) и 0,25 мм/об (г-е)

тории смещения инструмента, края этого материала — рваные.

Обработанная поверхность образца, подвергнутого многосторонней ковке, при подаче $S = 0,25$ мм/об более равномерная (рис. 2, д), но также содержит следы пластически оттесненного материала. Прокатка позволила существенно уменьшить неравномерность рельефа обработанной поверхности (рис. 2, е). Пластическое оттеснение материала также присутствует, но не наблюдается следов его повреждения в виде трещин или разрывов.

Количественную оценку качества обработки поверхности исследуемых образцов выполняли с помощью лазерного сканирующего микроскопа, на котором определяли параметры шероховатости Ra и Rz , отражающие изменение шероховатости. Установлено, что благодаря применению ИПД для изменения структуры и механических свойств обрабатываемой поверхности оба параметра шероховатости становятся существенно меньше, чем у исходного материала (рис. 3).

По сравнению с исходными значениями параметр шероховатости Ra снизился на 11 % после многостороннейковки и на 15 % после прокатки в режиме чистового точения (с подачей $S = 0,07$ мм/об). Параметр шероховатости Rz после многостороннейковки уменьшился на 30 %, а после прокатки в режиме чистового точения (с подачей $S = 0,07$ мм/об) — на 35 %.

При обработке поверхностей стальных образцов в режиме получистового точения (с подачей $S = 0,25$ мм/об) параметр шероховатости

Ra после многостороннейковки существенно не изменился, а после прокатки стал на 9 % меньше, чем у исходного образца. Параметр Rz после многостороннейковки снизился на 28 %, а после прокатки — на 30 %.

Согласно полученным данным, изменение структурного состояния и повышение механических свойств образцов в большей степени способствуют снижению параметра шероховатости поверхности Rz . Это, по-видимому, является результатом уменьшения пластического оттеснения материала, что наблюдается на рис. 2.

Сглаженная поверхность характеризуется меньшим числом отдельных выступов и впадин, а также отсутствием разрывов на границе оттесненного материала, влияющих на параметр Rz больше, чем на параметр Ra . Также установлено, что ИПД способствует более значительному повышению качества обработки образцов в режиме получистового точения. Это можно использовать для повышения производительности токарной обработки путем сокращения числа переходов.

При обработке в режиме чистового точения (с подачей $S = 0,07$ мм/об) структурные изменения в приповерхностном слое достигают расстояния 370 мкм (32,3 мкм после интерполяции на реальную глубину деформации (далее после интерполяции)) для стали в исходном состоянии (рис. 4, а), 260 мкм (22,7 мкм после интерполяции) после многостороннейковки (рис. 4, в) и 95 мкм (13,1 мкм после интерполяции) после прокатки (рис. 4, д).

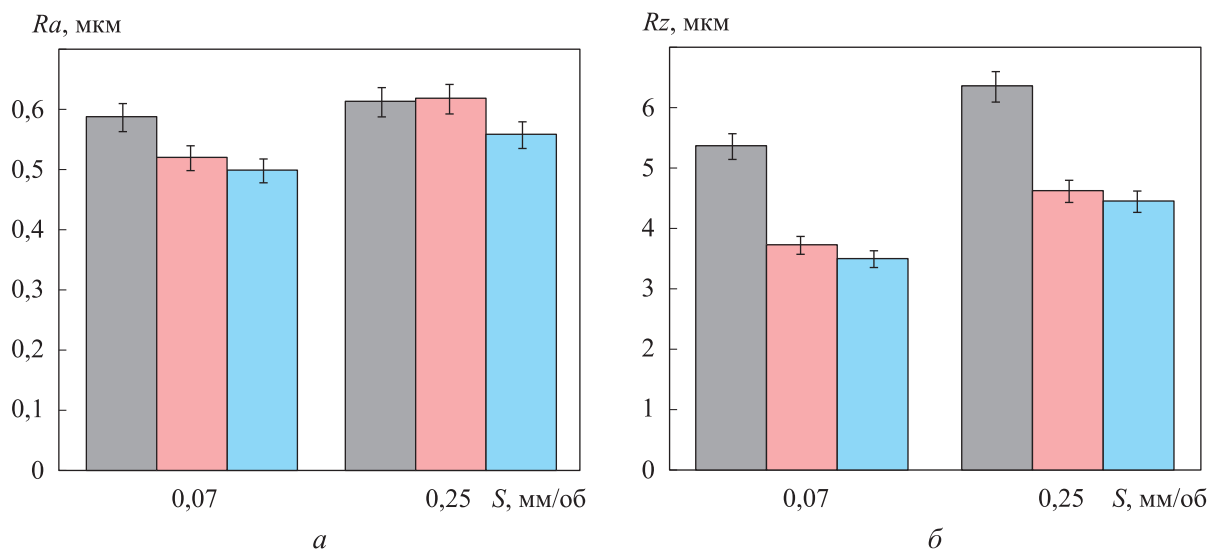


Рис. 3. Зависимости параметров шероховатости поверхности стальных образцов Ra (а) и Rz (б) в исходном состоянии (■), после многостороннейковки (■) и последующей прокатки (■) от подачи S

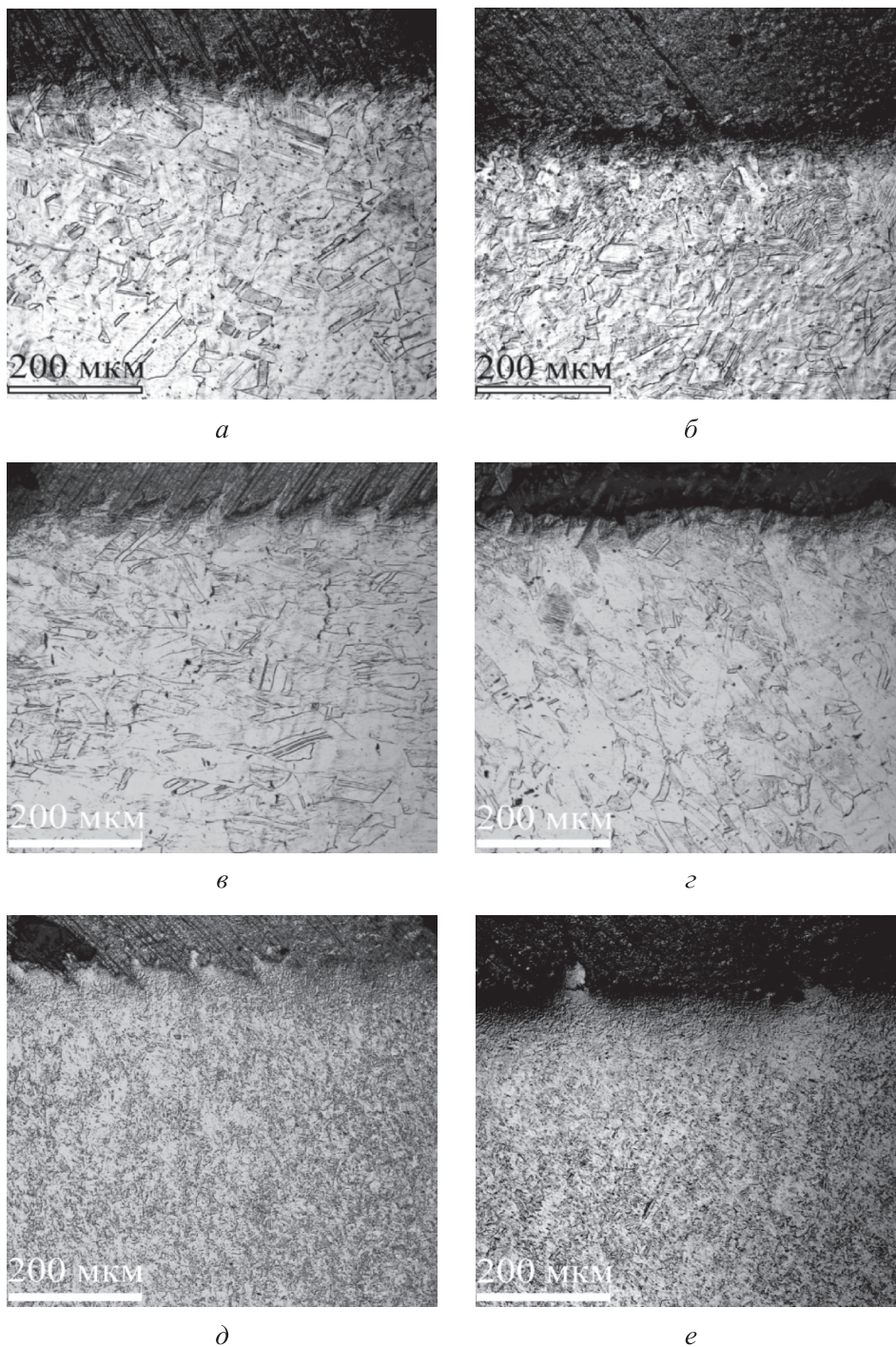


Рис. 4. Микроструктура приповерхностных слоев косых шлифов из стали 08X18N10, легированной медью и марганцем, в исходном состоянии (а, б), после многостороннейковки (в, г) и последующей прокатки (д, е), обработанной в режимах чистового (а, в, д) и получистового (б, г, е) точения

Наблюдаемые структурные изменения в приповерхностном слое указывают на то, что глубина деформации на косых шлифах (под углом 5° к поверхности) стали, обработанной в режиме получистового точения (с подачей $S = 0,25$ мм/об), составляет 470 мкм (41 мкм после интерполяции) для стали в исходном состоянии (рис. 4, б),

340 мкм (29,7 мкм после интерполяции), после многостороннейковки (рис. 4, г) и 200 мкм (17,5 мкм после интерполяции) после прокатки (рис. 4, е).

Уменьшение глубины, на которую распространяются структурные изменения для образцов после ИПД, является закономерным.

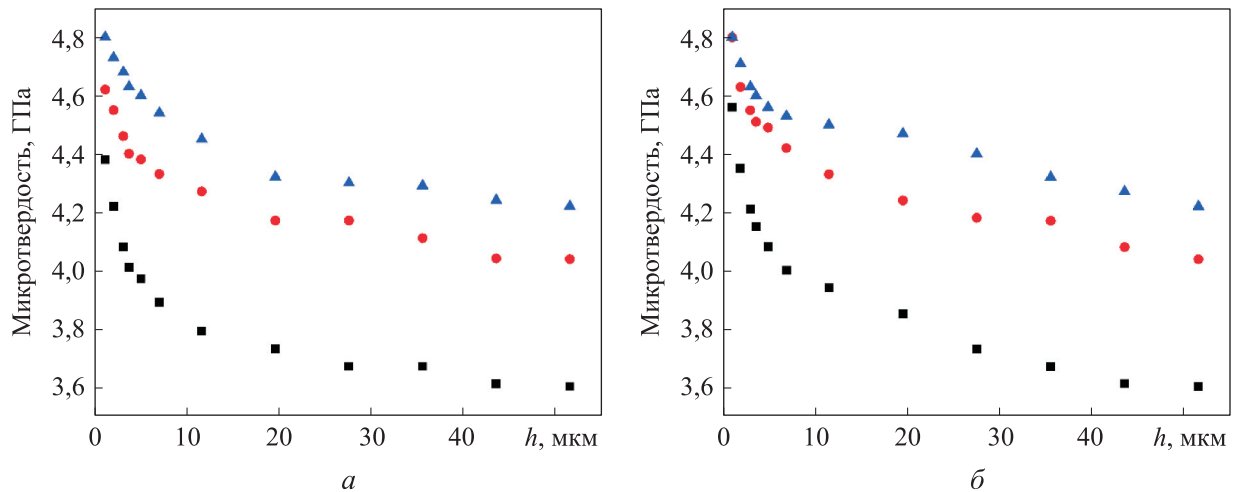


Рис. 5. Зависимости микротвердости приповерхностного слоя стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, в исходном состоянии (■), после многостороннейковки (●) и последующей прокатки (▲), обработанной в режимах чистового (а) и получистового (б) точения, от глубины структурных изменений h

Поскольку материал уже деформирован и содержит множество дислокаций и двойников, для его дальнейшей деформации необходимо приложить большие усилия, что не выполнимо ввиду использования одинаковых условий резания для исходной и деформированной сталей.

Поэтому и увеличение глубины деформации с повышением подачи является закономерным, так как это способствует более интенсивной деформации приповерхностного слоя материала в процессе точения.

Результаты измерения микротвердости с учетом интерполяции дистанции индентирования с косоугольного шлифа на реальную глубину от обработанной поверхности вглубь заготовки приведены на рис. 5. Видно, что наибольшая микротвердость достигается в непосредственной близости к обработанной поверхности. Затем происходит ее резкое уменьшение до глубины 20...25 мкм и ~40 мкм при точении в чистовом и получистовом режиме соответственно.

Наибольшая микротвердость стали (4,8 ГПа) наблюдается после прокатки и не зависит от условий обработки, что указывает на достижение предельного уровня упрочнения материала с наиболее мелкозернистой структурой. Такая же микротвердость вблизи обработанной поверхности получена при точении стали после многостороннейковки в режиме получистового точения. Это указывает на возможность управления механическими свойствами

приповерхностного слоя стали путем варьирования состояния ее структуры и/или условий точения.

Немного меньшая микротвердость (4,57 ГПа) достигнута при получистовом точении стали в исходном состоянии.

Из полученных данных следует, что повышение подачи приводит к значительному увеличению микротвердости и более плавному градиенту по ее изменению в приповерхностном слое стали с субзернистой структурой с высокой плотностью дислокаций. Это обусловлено возможностью ее дальнейшего деформирования в процессе точения. Тогда как повышение микротвердости стали с субзернистой структурой, содержащей микродвойники и пачки нанодвойников, увеличением подачи является менее значительным. Это связано с достижением близкой к предельной степени деформации материала и недостаточно высокой интенсивностью его деформирования в процессе точения.

Выводы

1. Исследовано влияние ИПД методами многостороннейковки и прокатки на структурное состояние и механические свойства стали 08X18H10, легированной медью и марганцем. Установлено, что ковка способствует формированию сильнодеформированной субзернистой структуры с высокой плотностью дислокаций.

Увеличение степени пластической деформации в процессе прокатки приводит к образованию субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций, микродвойников и пачек нанодвойников. Прочность и твердость материала после ИПД существенно повышаются. Предел текучести увеличивается в 1,9–2,9 раза, предел прочности в 1,5 раза, микротвердость на 14,0...19,5 %, а относительное удлинение уменьшается на 17...24 % по сравнению с аналогичными параметрами стали в исходном состоянии.

2. Показано, что изменение структурного состояния и механических свойств стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, приводит к изменению качества обработки ее поверхности в условиях чистового и получистового точения. Оценка шероховатости поверхности по параметрам Ra и Rz показала, что ИПД способствует более значительному повышению качества обработки образцов в режиме получистового точения. Это можно использовать для повышения производитель-

ности токарной обработки путем увеличения подачи. При обработке в режиме чистового точения параметры шероховатости Ra и Rz уменьшаются относительно исходных данных соответственно на 11...15 и 30...35 %. При обработке в режиме получистового точения параметр Ra снижается на 9 %, а параметр Rz — на 28...30 %.

3. На основе анализа микротвердости приповерхностной зоны образцов после точения установлено, что повышение силовой нагрузки на обработанную поверхность увеличением подачи приводит к повышению микротвердости тонкого приповерхностного слоя стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, и более плавному градиенту по ее изменению. В то же время показано, что увеличение подачи имеет ограниченное воздействие на микротвердость, вызванное достижением предельного (4,8 ГПа) упрочнения приповерхностного слоя стали за счет формирования субзеренной микроструктуры, содержащей микродвойники и пачки нанодвойников.

Литература

- [1] Ou P., Xing H., Wang X. et al. Coarsening and hardening behaviors of Cu-rich precipitates in Super304H austenitic steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 2015, vol. 46, no. 9, pp. 3909–3916, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3004-3>
- [2] Yadav S.D., Vijayanand V.D., Nandgopal M. et al. On the tensile flow stress response of 304 HCu stainless steel employing a dislocation density based model and electron backscatter diffraction measurements. *Philos. Mag.*, 2020, vol. 100, no. 3, pp. 312–336, doi: <https://doi.org/10.1080/14786435.2019.1680887>
- [3] Sahoo K.C., Vijayanand V.D., Goyal S. et al. Influence of temperature on multiaxial creep behaviour of 304HCu austenitic stainless steel. *Mater. Sci. Technol.*, 2019, vol. 35, no. 18, pp. 2181–2199, doi: <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1664707>
- [4] Sahoo K.C., Goyal S., Ganesan V. et al. Analysis of creep deformation and damage behaviour of 304HCu austenitic stainless steel. *Mater. High Temp.*, 2019, vol. 36, no. 5, pp. 388–403, doi: <https://doi.org/10.1080/09603409.2019.1586094>
- [5] Kannan P.R., Muthupandi V., Devakumaran K. et al. Effect of grain size on self-healing behaviour of sensitized S304HCu stainless steel. *Mater. Chem. Phys.*, 2018, vol. 207, pp. 203–211, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.12.012>
- [6] San X.Y., Zhang B., Wu B. et al. Investigating the effect of Cu-rich phase on the corrosion behavior of Super 304H austenitic stainless steel by TEM. *Corros. Sci.*, 2018, vol. 130, no. 1, pp. 143–152, doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.11.001>
- [7] Kumar M.V., Balasubramanian V., Rao A.G. Hot tensile properties and strain hardening behaviour of Super 304HCu stainless steel. *J. Mater. Res. Technol.*, 2017, vol. 6, no. 2, pp. 116–122, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.05.004>
- [8] Bai J.W., Liu P.P., Zhu Y.M. et al. Coherent precipitation of copper in Super304H austenite steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 2013, vol. 584, pp. 57–62, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.082>
- [9] Dash M.K., Karthikeyan T., Mythili R. et al. Effect of long-term thermal exposures on microstructure and impression creep in 304HCu grade austenitic stainless steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 2017, vol. 48, no. 10, pp. 4883–4894, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4260-1>

- [10] Xi T., Shahzad M.B., Xu D. et al. Copper precipitation behavior and mechanical properties of Cu-bearing 316L austenitic stainless steel: a comprehensive cross-correlation study. *Mater. Sci. Eng. A*, 2016, vol. 675, pp. 243–252, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.058>
- [11] Xi T., Zhang X., Yin X. et al. Interfacial segregation and precipitation behavior of Cu-rich precipitates in Cu-bearing 316LN stainless steel after aging at different temperatures. *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, vol. 805, art. 140571, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140571>
- [12] Zhou R., Zhu L. Growth behavior and strengthening mechanism of Cu-rich particles in sanicro 25 austenitic heat-resistant steel after aging at 973 K. *Mater. Sci. Eng. A*, 2020, vol. 796, art. 139973, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139973>
- [13] Morehead M.D. Machinability and microstructure stability during the machining of pure copper and titanium processed by equal channel angular pressing. *Master Sci. Thesis*. Clemson University, 2007.
- [14] Chertovskikh S.V. Cuttability of UFG titanium BT1-0 obtained by ECAE. *Russ. Eng. Res*, 2007, vol. 27, no. 5, pp. 260–264, doi: <https://doi.org/10.3103/S1068798X0705005X>
- [15] Habrat W., Motyka M., Topolski K. et al. Evaluation of the cutting force components and the surface roughness in the milling process of micro- and nanocrystalline titanium. *Arch. Metall. Mater*, 2016, vol. 61, no. 3, pp. 1079–1384, doi: <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0226>
- [16] Morehead M., Huang Y., Zhu Y.T., et al. Experimental investigation of the machinability of equal channel angular pressing processed commercially pure titanium. *Trans. NAMRI/SME*, 2006, vol. 34, pp. 539–546.

References

- [1] Ou P., Xing H., Wang X. et al. Coarsening and hardening behaviors of Cu-rich precipitates in Super304H austenitic steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 2015, vol. 46, no. 9, pp. 3909–3916, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3004-3>
- [2] Yadav S.D., Vijayanand V.D., Nandgopal M. et al. On the tensile flow stress response of 304 HCu stainless steel employing a dislocation density based model and electron backscatter diffraction measurements. *Philos. Mag.*, 2020, vol. 100, no. 3, pp. 312–336, doi: <https://doi.org/10.1080/14786435.2019.1680887>
- [3] Sahoo K.C., Vijayanand V.D., Goyal S. et al. Influence of temperature on multiaxial creep behaviour of 304HCu austenitic stainless steel. *Mater. Sci. Technol.*, 2019, vol. 35, no. 18, pp. 2181–2199, doi: <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1664707>
- [4] Sahoo K.C., Goyal S., Ganesan V. et al. Analysis of creep deformation and damage behaviour of 304HCu austenitic stainless steel. *Mater. High Temp.*, 2019, vol. 36, no. 5, pp. 388–403, doi: <https://doi.org/10.1080/09603409.2019.1586094>
- [5] Kannan P.R., Muthupandi V., Devakumaran K. et al. Effect of grain size on self-healing behaviour of sensitized S304HCu stainless steel. *Mater. Chem. Phys.*, 2018, vol. 207, pp. 203–211, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.12.012>
- [6] San X.Y., Zhang B., Wu B. et al. Investigating the effect of Cu-rich phase on the corrosion behavior of Super 304H austenitic stainless steel by TEM. *Corros. Sci.*, 2018, vol. 130, no. 1, pp. 143–152, doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.11.001>
- [7] Kumar M.V., Balasubramanian V., Rao A.G. Hot tensile properties and strain hardening behaviour of Super 304HCu stainless steel. *J. Mater. Res. Technol.*, 2017, vol. 6, no. 2, pp. 116–122, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.05.004>
- [8] Bai J.W., Liu P.P., Zhu Y.M. et al. Coherent precipitation of copper in Super304H austenite steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 2013, vol. 584, pp. 57–62, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.082>
- [9] Dash M.K., Karthikeyan T., Mythili R. et al. Effect of long-term thermal exposures on microstructure and impression creep in 304HCu grade austenitic stainless steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 2017, vol. 48, no. 10, pp. 4883–4894, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4260-1>
- [10] Xi T., Shahzad M.B., Xu D. et al. Copper precipitation behavior and mechanical properties of Cu-bearing 316L austenitic stainless steel: a comprehensive cross-correlation study.

- Mater. Sci. Eng. A*, 2016, vol. 675, pp. 243–252, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.058>
- [11] Xi T., Zhang X., Yin X. et al. Interfacial segregation and precipitation behavior of Cu-rich precipitates in Cu-bearing 316LN stainless steel after aging at different temperatures. *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, vol. 805, art. 140571, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140571>
- [12] Zhou R., Zhu L. Growth behavior and strengthening mechanism of Cu-rich particles in sanicro 25 austenitic heat-resistant steel after aging at 973 K. *Mater. Sci. Eng. A*, 2020, vol. 796, art. 139973, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139973>
- [13] Morehead M.D. Machinability and microstructure stability during the machining of pure copper and titanium processed by equal channel angular pressing. *Master Sci. Thesis*. Clemson University, 2007.
- [14] Chertovskikh S.V. Cuttability of UFG titanium BT1-0 obtained by ECAE. *Russ. Eng. Res*, 2007, vol. 27, no. 5, pp. 260–264, doi: <https://doi.org/10.3103/S1068798X0705005X>
- [15] Habrat W., Motyka M., Topolski K. et al. Evaluation of the cutting force components and the surface roughness in the milling process of micro- and nanocrystalline titanium. *Arch. Metall. Mater.*, 2016, vol. 61, no. 3, pp. 1079–1384, doi: <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0226>
- [16] Morehead M., Huang Y., Zhu Y.T., et al. Experimental investigation of the machinability of equal channel angular pressing processed commercially pure titanium. *Trans. NAMRI/SME*, 2006, vol. 34, pp. 539–546.

Статья поступила в редакцию 19.10.2022

Информация об авторах

ФИЛИПPOB Андрей Владимирович — кандидат технических наук, заведующий лабораторией физики упрочения поверхности. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Томск, Российская Федерация, Академический пр-т, д. 2/4, e-mail: avf@ispms.ru).

ШАМАРИН Николай Николаевич — младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Томск, Российская Федерация, Академический пр-т, д. 2/4, e-mail: shnn@ispms.ru).

ТАРАСОВ Сергей Юльевич — доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории физики упрочения поверхности. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Томск, Российская Федерация, Академический пр-т, д. 2/4, e-mail: tsy@ispms.ru).

ФОРТУНА Сергей Валерьевич — кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики упрочения поверхности. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Томск, Российская Федерация, Академический пр-т, д. 2/4, e-mail: s_fortuna@mail.ru).

Information about the authors

FILIPPOV Andrey Vladimirovich — Candidate of Science (Eng.), Head of the Laboratory of Surface Hardening Physics. Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (634055, Tomsk, Russian Federation, Akademicheskij Prospekt, Bldg. 2/4, e-mail: avf@ispms.ru).

SHAMARIN Nikolay Nikolaevich — Junior Researcher, Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies. Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (634055, Tomsk, Russian Federation, Akademicheskij Prospekt, Bldg. 2/4, e-mail: shnn@ispms.ru).

TARASOV Sergey YU'evich — Doctor of Science (Eng.), Chief Researcher, Laboratory of Surface Hardening Physics. Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (634055, Tomsk, Russian Federation, Akademicheskij Prospekt, Bldg. 2/4, e-mail: tsy@ispms.ru).

FORTUNA Sergey Valer'evich — Candidate of Science (Physics & Math), Senior Researcher, Laboratory of Surface Hardening Physics. Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (634055, Tomsk, Russian Federation, Akademicheskij Prospekt, Bldg. 2/4, e-mail: s_fortuna@mail.ru).

УТЯГАНОВА Вероника Рифовна — младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Томск, Российская Федерация, Академический пр-т, д. 2/4, e-mail: filaret_2012@mail.ru).

UTYAGANOVA Veronika Rifovna — Junior Researcher, Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies. Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (634055, Tomsk, Russian Federation, Akademicheskii Prospekt, Bldg. 2/4, e-mail: filaret_2012@mail.ru).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю., Фортуна С.В., Утяганова В.Р. Шероховатость поверхности после точения аустенитной стали 08X18H10, легированной медью и марганцем, в зависимости от структуры и свойств, сформированных интенсивной пластической деформацией. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2023, № 4, с. 10–20, doi: 10.18698/0536-1044-2023-4-10-20

Please cite this article in English as:

Filippov A.V., Shamarin N.N., S. Tarasov Yu., Fortuna S.V., Utyaganova V.R. Surface roughness after turning the austenitic 08X18H10 steel alloyed with copper and manganese depending on structure and properties formed by the intensive plastic deformation. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2023, no. 4, pp. 10–20, doi: 10.18698/0536-1044-2023-4-10-20



**Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана
предлагает читателям монографию
под редакцией Н.Г. Багдасарьян**

**«Социально-технологический дискурс
в теориях и практиках цифрового тренда»**

В монографии содержится анализ состояния и тенденций развития технологий цифрового общества, оказывающих прямое или косвенное воздействие на цивилизацию XXI века и с большой вероятностью на отдаленное будущее. В трех частях, объединенных общим вектором цифровой инженерии, рассматриваются вопросы природы техники как вида социальной реальности, особой практики и деятельности, проблемы становления и функционирования технической среды в аспекте методологических подходов и этических проблем, влияние цифровизации на образовательные практики и цифровое поведение личности. Представлены культурологические аспекты цифровизации социальных практик.

Для специалистов, занимающихся проблемами философии, социологии и культурологии техники и инженерной деятельности, социокультурного развития в контексте цифровых технологий, а также для студентов и аспирантов, широкой публики, интересующейся перспективами цивилизационной эволюции.

По вопросам приобретения обращайтесь:

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;
press@bmstu.ru; <https://bmstu.press>