



Received: 15.07.2024

Revised: 10.10.2024

Accepted: 25.10.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.138-158

THE EFFECT OF THE METHOD FOR PRODUCING CHROMIUM-NICKEL STAINLESS STEEL POWDERS ON THE STRAIN STATE AND PROPERTIES OF THE OUTER CAGE OF A SPHERICAL HINGE JOINT

B. G. Gasanov^{a, *}, N. A. Konko^b, and S. S. Baev^c

*M. I. Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI),
132 Prosveshcheniya St., Novocherkassk, Rostov Reg., 346428, Russia*

- a) <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541> gasanov.bg@gmail.com;
b) <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226> konko2013@mail.ru;
c) <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620> baev93@mail.ru

*Corresponding author. Email: gasanov.bg@gmail.com

Address for correspondence: ul. Prosveshcheniya, 132, Novocherkassk, Rostov Obl., 346428, Russia
Tel.: +7 (928) 227-0716

The paper substantiates the relevance of studying powder metallurgy methods and efficiency of applying them to the production of spherical bearings of highly loaded spherical hinge joints. It proves that the force and work of deformation, as well as the kinetics of forming of the outer cage of a spherical hinge joint made of sintered corrosion-resistant chromium-nickel steels, are influenced by the chemical composition of powders and lubricants, the protective environment and the method of sintering, the microstructure and mechanical properties of the workpiece material. It is shown that the plastic properties of ring specimens under testing depend on the perfection of interparticle contacts, the presence and distribution of chromium oxides, forming schemes and workpiece porosity. The influence of the method for the production of stainless chromium-nickel powders on the density and mechanical properties of the sintered blanks is studied. A method is proposed for evaluating the strain state during radial deformation of ring specimens made of these steel powders and estimating the maximum allowable values of strain intensity below which no cracks are formed during cold forming of porous blanks. It is revealed that, to calculate the stress state and, accordingly, strain resistance in the cold forming of the outer cages of spherical hinge joints, made of sintered corrosion-resistant steels, it is possible to use the known constitutive equations if strain intensity does not exceed the experimentally obtained limit values. The feasibility of implementing the proposed method and selecting the process parameters of cold forming of spherical hinge parts made of chromium-nickel austenitic steels is substantiated.

Keywords: powder billet, stainless steel powders, relative density, strain state, modeling, mechanical properties

Acknowledgment

The access to the QForm cloud license was provided by the Chair of Plastic Forming Technologies (Bauman MGTU) and the KvantorForm LLC.

References

1. Dorofeev, Yu.G., Gasanov, B.G., Dorofeev, V.Yu., Mishchenko, V.N., and Miroshnikov, V.I. *Promyshlennaya tekhnologiya goryachego pressovaniya poroshkovykh izdelii* [Industrial

- Technology of Hot Compaction of Powder Articles]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1990, 206 p. (In Russian).
2. Kuhn, H.A. and Downey, C.L. Material behavior in powder preform forging. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1973, 95 (1), 41–46. DOI: 10.1115/1.3443104.
 3. Gorokhov, V.M., Doroshkevich, E.A., Efimov, A.M., and Zvonarev, E.V. *Obyemnaya shtampovka poroshkovykh materialov* [Bulk Forming of Powder Materials]. Navuka i Tekhnika Publ., Minsk, 1993, 272 p. (In Russian). ISBN 5–343–00895–X.
 4. Vorontsov, A.L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes. *Russian Engineering Research*, 2003, 23 (6), 62–69.
 5. Skorokhod, G.E., Burnaev, N.I., Kortsenshtein, N.E., Burov, A.M., Serdyuk, G.G., and Stepichev, A.V. Technological special features of manufacture of components of complicated configuration from metallic powders by hot stamping. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1988, 27, 204–207. DOI: 10.1007/BF00802592.
 6. Oyane, M., Shima, S., and Tabata, T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1978, 1 (4), 325–341. DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.
 7. Green, R.J. A plasticity theory for porous solids. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1972, 14 (4), 215–224. DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-x.
 8. Oyane, M., Shima, S., and Kono, Y. Theory of plasticity porous metals. *Bulletin of JSME*, 1973, 16 (99), 1254–1262. DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.
 9. Baglyuk, G.A., Yurchuk, V.A., and Kovalenko, S.S. Application of variational methods for calculation of pressure treatment processes of sintered workpieces. In: *Fizika i tekhnika vysokikh davleniy* [Physics and High-Pressure Technology: Collection of Scientific Papers]. Naukova Dumka Publ., Kiev, 1987, 24, pp. 57–61. (In Russian).
 10. Shima, S. and Oyane, M. Plasticity theory for porous metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1976, 18 (6), 285–291. DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.
 11. Kuhn, H.A. and Downey, C.L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials. *International Journal of Powder Metallurgy*, 1971, 7 (1), 15–25.
 12. Rozenberg, O.A., Mikhailov, O.V., and Shtern, M.B. Strain hardening of porous bushings by multiple mandreling: numerical simulation. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2012, 51, 379–384. DOI: 10.1007/s11106-012-9445-y.
 13. Kondo, H. and Hegedus, M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2020, 26 (4), 141–143. DOI: 10.36547/ams.26.4.763.
 14. Laptev, A.M. Construction of deformation theory of plasticity of porous materials. *Izvestiya VUZov. Seriya Mashinostroenie*, 1980, 4, 153–156. (In Russian).
 15. Kovalchenko, M.S. Strain hardening of a powder body in pressing. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2009, 48, 133–144. DOI: 10.1007/s11106-009-9118-7.
 16. Sobotka, Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression. *Acta Technica CSAV*, 1971, 6, 772–776.
 17. Laptev, A.M. Plasticity criteria for porous metals. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1982, 21, 522–526. DOI: 10.1007/BF00802566.
 18. Xin, X.J., Jayaraman, P., Daehn, G.S., and Wagoner, R.H. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2003, 45 (4), 707–723. DOI: 10.1016/S0020–7403(03)00107–3.
 19. Vlasov, A.V., Stebunov, S.A., Evsyukov, S.A., Biba, N.V., and Shitikov, A.A. *Konechno-elementnoe modelirovanie tekhnologicheskikh protsessov kovki i obyemnoi shtampovki: uchebnoe posobie* [Finite-Element Modeling of Technological Processes of Forging and Volume Metal Forming, ed. A.V. Vlasov: Textbook]. MGTU im. N.E. Baumana Publ., Moscow, 2019, 383 p. ISBN 978–5–7038–5101–2.



20. Konko, N.A. RF Software Registration Certificate No. 2024612263, 2024.
21. Gromov, N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of Metal Forming by Pressure]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1978, 360 p. (In Russian).
22. Storozhev, M.V. and Popov, E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of Metal Forming by Pressure]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1977, 423 p. (In Russian).
23. Martynova, I.F. and Shtern, M.B. A plasticity equation for porous solids allowing for true strains in the base material. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 1978, 1, 23–29. (In Russian).
24. Smyslov, A.Yu. Theory of plasticity of porous media. *Izvestiya Vuzov. Mashinostroenie*, 1980, 4, 107–110. (In Russian).









Подана в журнал: 15.07.2024
УДК 621.762: 621.7 016.2
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.138-158

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ НА ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ВНЕШНЕЙ ОБОЙМЫ СФЕРИЧЕСКОГО ШАРНИРНОГО УЗЛА

Б. Г. Гасанов^{а, *}, Н. А. Конько^б, С. С. Баев^в

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М. И. Платова»,
ул. Просвещения, 132, г. Новочеркасск, Ростовская обл., 346428, Россия*

- ^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541>  gasanov.bg@gmail.com;
^{б)}  <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226>  konko2013@mail.ru;
^{в)}  <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620>  baiev93@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: gasanov.bg@gmail.com
Адрес для переписки: ул. Просвещения, 132, г. Новочеркасск, Ростовская обл., 346428, Россия
Тел.: +7 (928) 227-07-16

Обоснована актуальность исследований и эффективность применения методов порошковой металлургии при производстве сферических подшипников высоконагруженных шарнирных узлов. Выявлено, что на усилие и работу деформации, а также на кинетику формования наружной обоймы сферического шарнирного узла из спеченных коррозионностойких хромоникелевых сталей влияет химический состав порошков и смазочных материалов, защитная среда и способ спекания прессовок, микроструктура и механические свойства материала заготовки. Показано, что пластические свойства при испытании кольцевых образцов зависят от совершенства межчастичных контактов, наличия и распределения оксидов хрома, схем формования и пористости заготовок. Исследовано влияние способа получения нержавеющей хромоникелевых порошков на плотность и механические свойства спеченных заготовок. Предложен метод определения деформированного состояния при радиальной деформации кольцевых образцов из указанных порошков сталей и оценки предельно допустимых значений интенсивности деформаций, ниже которых не образуются трещины при холодной штамповке пористых заготовок. Выявлено, что для расчета напряженного состояния и, соответственно, сопротивления деформации при холодной штамповке наружных обойм сферических шарниров из спеченных коррозионностойких сталей можно использовать известные определяющие уравнения, если интенсивность деформации не превышает предельных значений, полученных экспериментально. Обоснована целесообразность реализации предложенного метода и выбора технологических параметров процесса холодной штамповки деталей сферического шарнирного узла из хромоникелевых сталей аустенитного класса.

Ключевые слова: порошковая заготовка, порошки нержавеющей сталей, относительная плотность, деформированное состояние, моделирование, механические свойства

1. Введение

Сферические шарнирные узлы применяются в подвесках транспортных средств, которые испытывают ударные нагрузки и должны отличаться не только низким износом и низким коэффициентом трения, но и высокой коррозионной стойкостью. В зависимости от условий эксплуатации и технологических свойств материалов, применяют различные варианты производства деталей шарнирных узлов методами порошковой металлургии [1–3]. При производстве деталей сложной конфигурации применяют спеченные заготовки простой



формы, и требуется применение механической обработки. В зависимости от сложности изделий, отходы в виде стружки и затраты на дополнительную обработку снижают преимущества порошковой металлургии. В связи с этим основным методом формования деталей сферической формы является холодная или горячая штамповка спеченных заготовок в закрытых штампах [4–9]. Чтобы снизить материальные и энергетические затраты и обеспечить требуемый эксплуатационный ресурс сферического шарнирного узла, необходимо оптимизировать конструкцию порошковой заготовки с учетом технологических свойств материала, геометрических параметров и конфигурации изделий. Технологические возможности порошковой металлургии могут быть реализованы при наличии научных, конструкторских и технологических наработок, использование которых обеспечит требуемое качество и свойства трибо-технических материалов, распределение плотности по объему, стойкость и стоимость инструментальной оснастки [10–13].

Одним из способов решения технологических задач при холодной штамповке порошковых заготовок является определение критических значений деформаций на разных участках формовки, при которых зарождаются и развиваются трещины [13–17]. Для определения деформированного состояния изделий используют различные схемы, имитационные модели и программы [18, 19].

Целью работы является исследование влияния способов производства порошков хромоникелевых коррозионностойких сталей на технологические и механические свойства заготовок и механизм формирования структуры и свойств материала деталей сферических шарнирных узлов.

2. Материал и методика

Для проведения исследований были выбраны порошки коррозионностойких сталей ВП 304.200.30 фирмы «Северсталь» (Россия) и 12X18Н10Т отечественного производства, а для сравнения технологических характеристик использовали порошок 304L-AW-100 фирмы «Höganäs» (Швеция), а также порошки компонентов и лигатур, используемых при получении высоколегированных сталей и сплавов (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав использованных порошков

Материал	Химический состав, %											
	Si	Cu	Mn	Ni	Ti	P	Cr	S	C	V	W	Fe
12X18Н10Т	0,8	0,3	2,0	10,0	0,7	0,035	18,0	0,020	0,12	2,0	0,2	Ост.
304L-AW-100	0,87	–	0,2	10,63	–	0,017	18,18	0,01	0,03	–	–	Ост.
ВП 304.200.30	0,61	–	0,10	11,6	–	0,010	18,4	0,0025	0,068	–	–	Ост.
ПХ18Н4ДЗ	2,0	3,0	–	4,0	–	0,03	18,0	0,05	2,0	–	–	Ост.

Кольцевые образцы (25,08 × 19,5 × 15 мм) получали статическим холодным прессованием (СХП) на гидравлическом прессе НРМ-60L с номинальным усилием 600 кН (60 т) в цилиндрической пресс-форме с плавающей матрицей (рис. 1 а). Шихту прессовали под давлением от 200 до 800 МПа, смазку в процессе СХП для порошка 304L-AW-100 не применяли, так как с завода имеется пластификатор в виде воска. При прессовании кольцевых втулок для холодной штамповки колец наружной обоймы сферического подшипника скольжения в порошки ВП304.200.30 и 12X18Н10Т в качестве смазки добавляли стеарат цинка Zn 55.

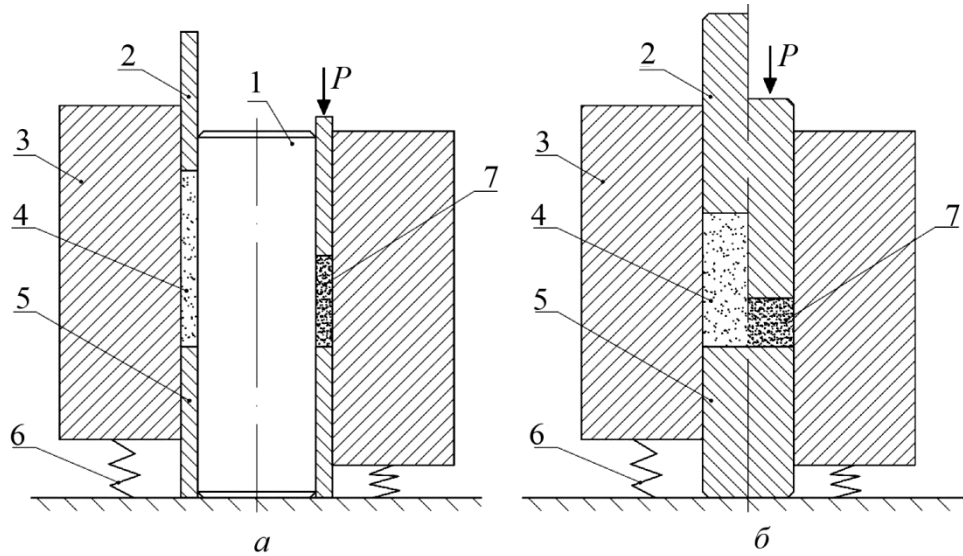
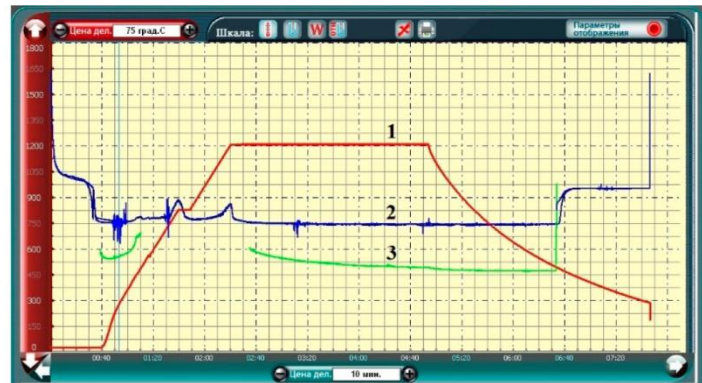


Рис. 1. Схема пресс-формы для двустороннего прессования кольцевых (а) и цилиндрических (б) заготовок: 1 – стержень; 2, 5 – верхний и нижний пуансоны; 3 – плавающая матрица; 4 – порошковая засыпка; 6 – упругий элемент; 7 – порошковая прессовка

Для изучения механических и технологических свойств пористых материалов были изготовлены кольцевые, цилиндрические (рис. 1) и призматические образцы (ГОСТ 18227-98). Все прессовки из порошков коррозионностойких сталей спекали при температуре 1200 °С в течение 3 ч в вакууме 10^{-3} Па в электропечи ВСл-16-22-У (рис. 2 а) производства предприятия «ВакЭТО» (Россия) и в диссоциированном аммиаке с засыпкой SiO_2 и $\text{SiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$. Контроль давления в электрической печи осуществлялся за счет вакуумметров термпарного типа Instutech, расположенных в вакуумной камере и под тарелкой затвора диффузионного насоса. Режим спекания представлен на рис. 2 б.



а



б

Рис. 2. Вакуумная электропечь ВСл-16-22-У (а) и график температуры по управляющей термопаре (б): 1 – температура спекания; 2 – давление по термопарным датчикам (до 8×10^{-4} мм рт. ст.); 3 – ионизационный датчик (давление в Па)

Кольцевые образцы испытывали на радиальное сжатие по методике, описанной в ГОСТ 26529-85. Сущность метода заключается в определении предела прочности материала образца на радиальное сжатие в условиях сложного напряженного состояния путем выявления максимальной нагрузки, предшествовавшей моменту разрушения образца или появления в нем трещины.

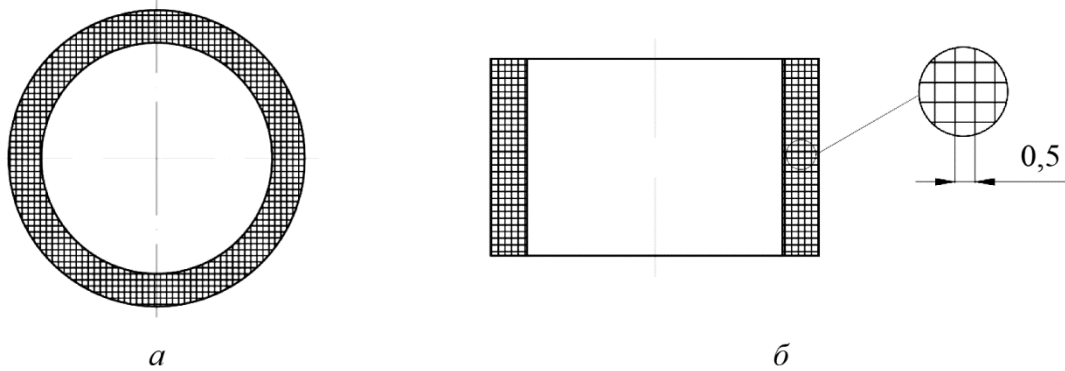


Рис. 3. Прямоугольная координатная сетка, нанесенная на торец (а) и сечение (б) спеченной заготовки

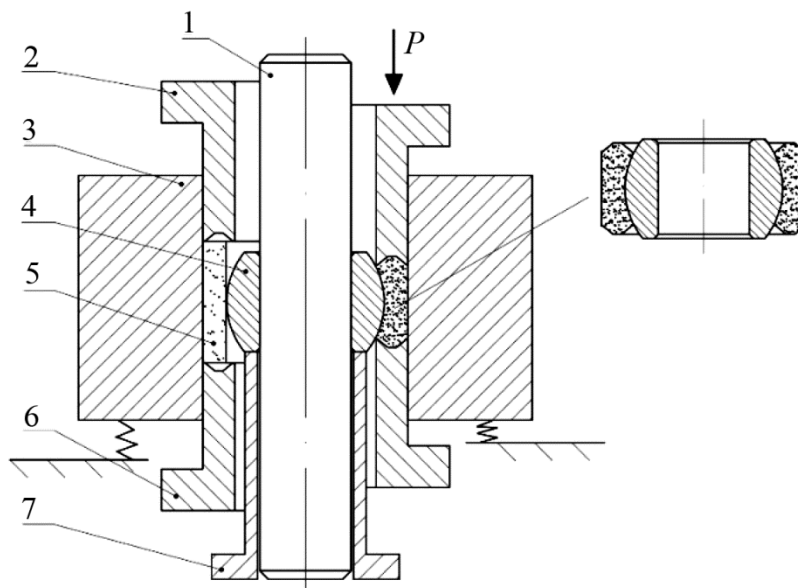


Рис. 4. Схема пресс-блока для холодной штамповки внешней обоймы сферического подшипникового узла: 1 – стержень; 2, 6 – верхний и нижний пуансоны; 3 – плавающая матрица; 4 – внутренний (сферический) подшипник шарнирного узла; 5 – порошковая заготовка; 7 – фиксирующий нижний пуансон

Твердость спеченных образцов измеряли согласно ГОСТ 9013-59 на приборе Роквелла ТР 5006 с шариковым стальным наконечником диаметром 1,588 (ГОСТ 3722) и шероховатостью поверхности не более 0,04 мкм (ГОСТ 2789). Число твердости определяли по шкале В при общем усилии 980,7 Н с выдержкой от 10 до 15 с. Микротвердость измеряли согласно ГОСТ 9450-76 по методу Виккерса на приборе HVS-1000 при помощи индентора пирамидальной формы с противолежащим углом 136°. Испытательное усилие и время выдержки составляли 0,49 Н и 15 с соответственно. Расчет микротвердости производили по формуле

$$HV = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8455 \frac{F}{d^2} \text{ (Н/мм}^2\text{)}, \quad (1)$$

где F – испытательное усилие, Н; d – средняя длина диагонали отпечатка, мм.

Деформированное состояние кольцевого образца на всех стадиях холодной штамповки определяли по изменению длины и углов элементов координатной сетки, нанесенной на спеченную кольцевую заготовку с размером ячейки $0,5 \times 0,5$ мм лазерным гравером с ЧПУ JL-F20W с мощностью лазера 15 Вт, как это показано на рис. 3.

Схема двусторонней штамповки сферического шарнирного узла показана на рис. 4.

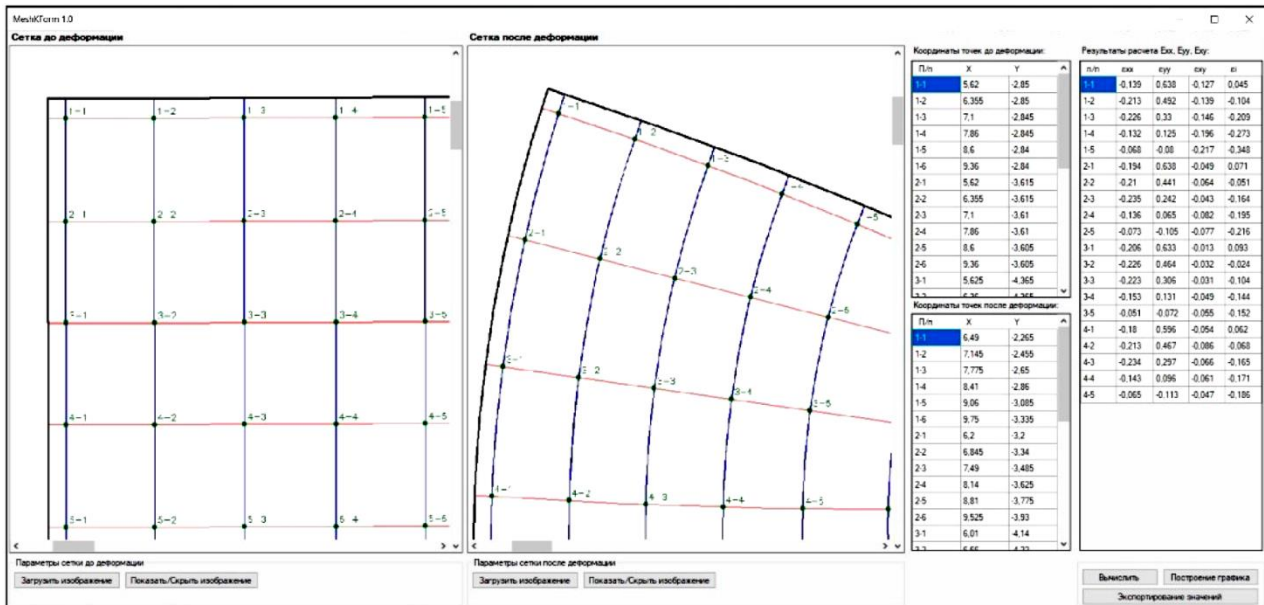


Рис. 5. Рабочая область программы MeshKForm 1.0

Для автоматизации и упрощения расчета макродеформаций по узловым точкам координатной сетки разработана программа для ЭВМ (рис. 5) [20].

3. Результаты и обсуждение

Поскольку на механические и технологические свойства спеченных заготовок из порошков нержавеющей стали влияют исходная пористость и структура материала, то на первом этапе исследовали влияние давления прессования на плотность прессовок. При одном и том же давлении прессования плотность прессовок из порошка 12X18Н10Т значительно меньше (рис. 6, кривая 1), чем у образцов из порошков 304L-AW-100 и ВП 304.200.30 (рис. 6, кривые 4 и 5). Это связано с тем, что на плотность прессовок влияет не только гранулометрический состав порошков, но и структура самих частиц и технологический режим распыления расплавов. Интерметаллиды титана упрочняют материал порошка 12X18Н10Т и повышают усилие пластической деформации частиц в процессе прессования образцов.

Часть образцов из исследуемых порошков спекали в диссоциированном аммиаке, но по технологическим и механическим свойствам они существенно уступают материалам, спеченным в вакууме, поскольку при спекании хром, обладающий большим сродством с кислородом, интенсивно окисляется в результате реагирования с кислородом, захлопнутым в порах и содержащимся в защитной среде. Поэтому порошковые изделия, в том числе спеченные заготовки, полученные из распыленных порошков нержавеющей стали, целесообразно спекать только в вакуумных печах. Плотность после спекания в вакууме у всех образцов повысилась в среднем на 8–10 % (табл. 2).

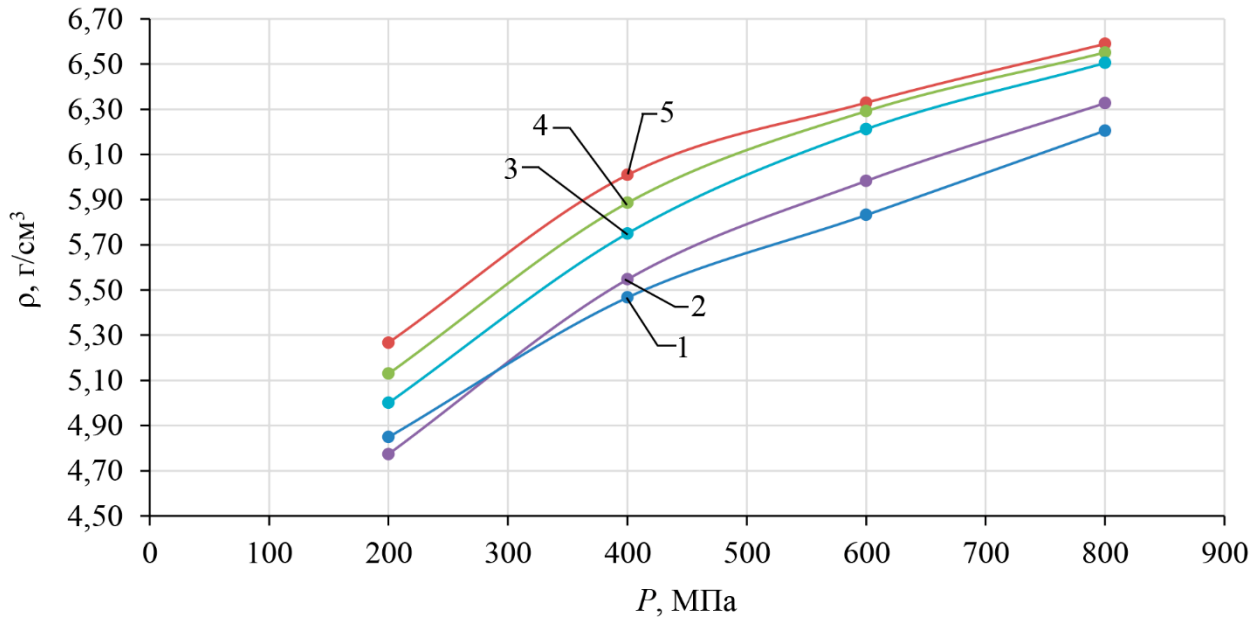


Рис. 6. Зависимость плотности холоднопрессованных цилиндрических формовок от давления прессования из порошков: 1 – 12X18H10T; 2 – ВП 304.200.30 без пластификатора; 3 – ПХ18Н4ДЗ; 4 – ВП 304.200.30; 5 – 304L-AW-100

Таблица 2

Плотность и пористость цилиндрических образцов, прессованных при различных давлениях, после спекания в вакууме

P, МПа	Марка порошка									
	304L-AW-100		12X18H10T		ВП 304.200.30+Zn		ВП 304.200.30		ПХ18Н4ДЗ	
	ρ, г/см ³	П, %	ρ, г/см ³	П, %	ρ, г/см ³	П, %	ρ, г/см ³	П, %	ρ, г/см ³	П, %
200	5,80	36,61	6,32	25,24	5,50	41,45	5,27	43,29	–	–
400	6,48	22,80	6,72	17,53	6,22	27,11	5,85	34,86	–	–
600	6,75	17,06	6,98	13,44	6,60	19,97	6,31	25,50	6,15	28,75
800	6,93	15,77	7,11	12,05	6,88	16,68	6,49	21,29	6,30	25,73

Как и следовало ожидать, кольцевые образцы из прутка стали 12X18H10T, полученные механической обработкой, обладают хорошей пластичностью. На кольцах после радиальной осадки с относительной степенью деформации $\epsilon_R = 0,536$ (рис. 7, кривая 2) макротрещины не появились (рис. 8 а). Большее усилие деформации имели спеченные образцы из порошка 304L-AW-100 с относительной плотностью 0,87–0,88 (рис. 7, кривая 1), а макротрещины были обнаружены при $\epsilon_R = 0,43$ (рис. 8 б). Наиболее высокую пластичность имеют образцы из порошков ВП 304.200.30 с остаточной пористостью около 12 % (рис. 7, кривая 4). На них макротрещины не появились после радиальной осадки колец $\epsilon_R = 0,57$ (рис. 8 в). При радиальной осадке образцов из смеси порошков ПХ18Н4ДЗ макротрещины появились при $\epsilon_R = 0,08$ (рис. 8 г).

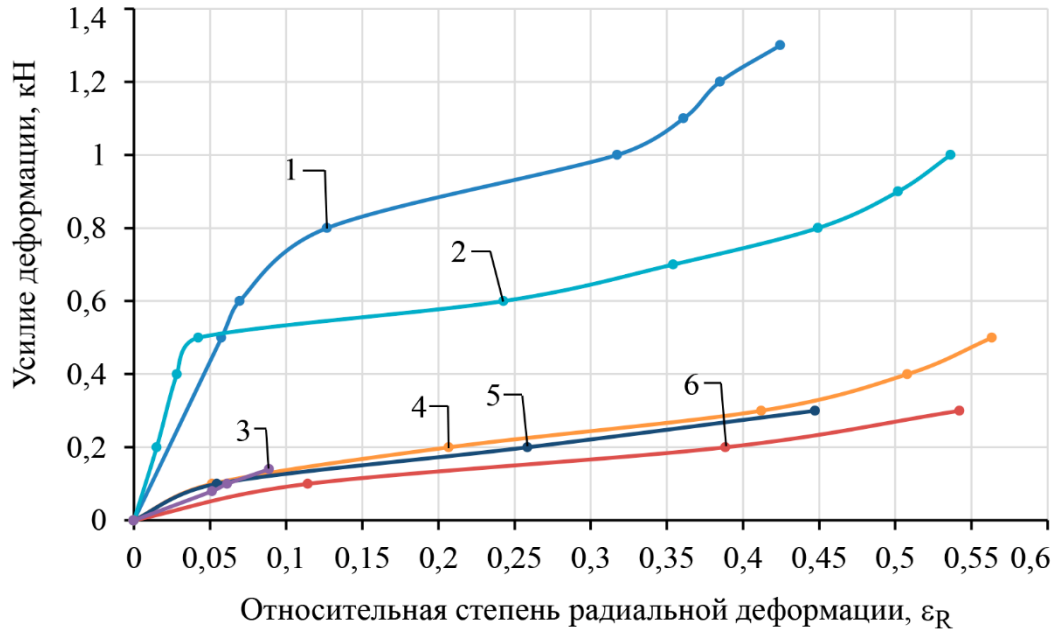


Рис. 7. Зависимость усилия деформации от ϵ_R спеченных в вакууме кольцевых заготовок из порошков: 1 – 304L-AW-100; 2 – катаная сталь 12X18H10T; 3 – ПХ18Н4Д3; 4 – спеченная сталь ВП 304.200.30+Zn; 5 – спеченная сталь ВП 304.200.30; 6 – спеченная сталь 12X18H10T

После испытания кольцевых образцов на радиальную осадку измеряли твердость по методу Виккерса в зонах сжатия и растяжения (рис. 8 *д*). В зоне сжатия (А) у всех сталей твердость выше, чем в зоне растяжения (Б) (табл. 3). Это связано с тем, что схемы напряженного и деформированного состояний этих зон отличаются. На имитационной модели кольцевого образца из порошка 12X18H10T в программе QForm наглядно видно, что ресурс пластичности значительно меньше в зоне Б (выделенной оранжевым цветом), чем в зоне А (голубой фон), рис. 8, *е*. Макротрещины обнаружены в исследуемых образцах после осадки $\epsilon_R = 0,5-0,6$.

Динамика деформации разных участков при радиальной осадке спеченных кольцевых образцов с исходной пористостью 20 % из порошка ВП 304.200.30 влияет на характер изменения относительной плотности (рис. 9).

Таблица 3

Твердость спеченных кольцевых образцов в зонах сжатия А и растяжения Б после радиальной деформации

Защитная среда	Катаная сталь 12X18H10T		Вакуум								Аммиак	
			ПХ18Н4Д3		304L-AW-100		12X18H10T		ВП 304.200.30		ПХ18Н4Д3	
Твердость	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б	Зона А	Зона Б
HV	326	254	339	249	198	161	183	142	195	131	352	292
HRB	–	–	–	–	93	84	90	77	93	73	–	–
HRC	34	25	36	24	–	–	–	–	–	–	37	30

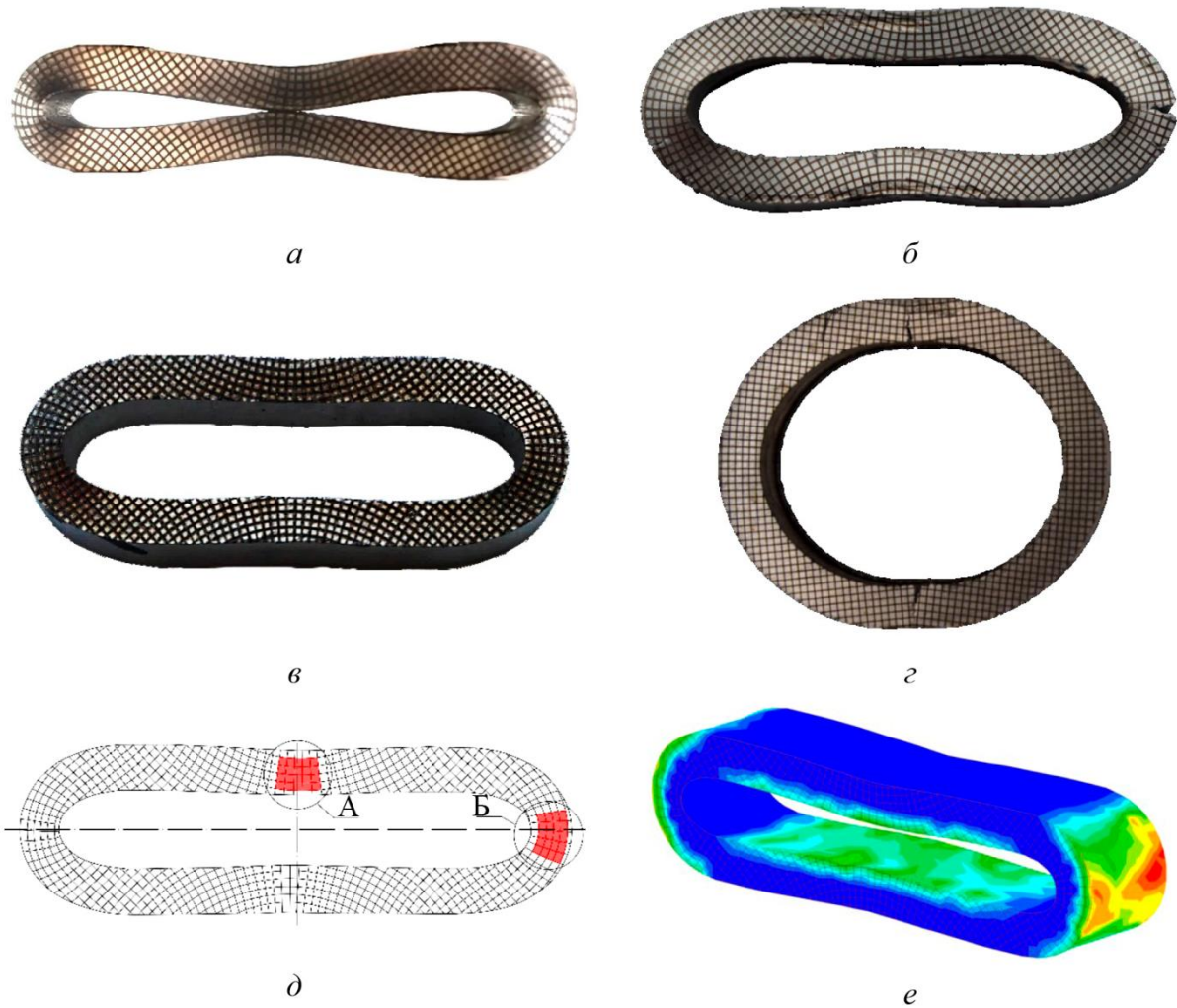


Рис. 8. Очаги зарождения и развития трещин при осадке кольцевых образцов из катаной стали 12X18H10T (а) и спеченных в вакууме кольцевых заготовок из порошков 304-AW-100 (б), ВП 304.200.30 (в) и смеси порошков ПХ18Н4Д3 (г); очаги зарождения дефектов (д); имитационное моделирование образцов из спеченной стали пористостью 20 % из порошка 12X18H10T (е)

Методом моделирования объемной штамповки в программе QForm выделены участки, где изменяется плотность материала кольца в процессе радиальной деформации (рис. 9). Темно-синий фон имеют зоны с относительной плотностью около 0,68–0,74, т. е. участки, где появляются трещины и разрушаются межчастичные связи. Участки, выделенные желто-оранжевым фоном (рис. 9), уплотняются при осадке кольца, относительная плотность материала в этих зонах повышается до 0,92–0,94. Так как на ресурс пластичности (который является функцией показателя жесткости напряженного состояния $\Pi = T_{\sigma}/D_{\sigma}$ – отношение шаровой части тензора напряжений к девиаторной) влияет пористость материала, то при $\varepsilon_R \geq 0,35–0,40$ вероятность появления трещин в зонах с пористостью ниже 0,70–0,72 существенно возрастает (рис. 9 б).

Было выявлено, что трещины появляются на межчастичных поверхностях с повышенной концентрацией оксидов хрома и железа. Методом картирования поверхности микрошлифа в зонах Б было исследовано распределение компонентов в спеченных сплавах. Как это видно на рис. 10, трещины появляются и развиваются по межчастичным границам с более высокой концентрацией кислорода. Более низкая пластичность и разрушение колец при незначительной нагрузке обусловлены не только неоднородным распределением оксидов хрома в материале, но и наличием нерастворившихся при спекании карбидов хрома (рис. 10 в).

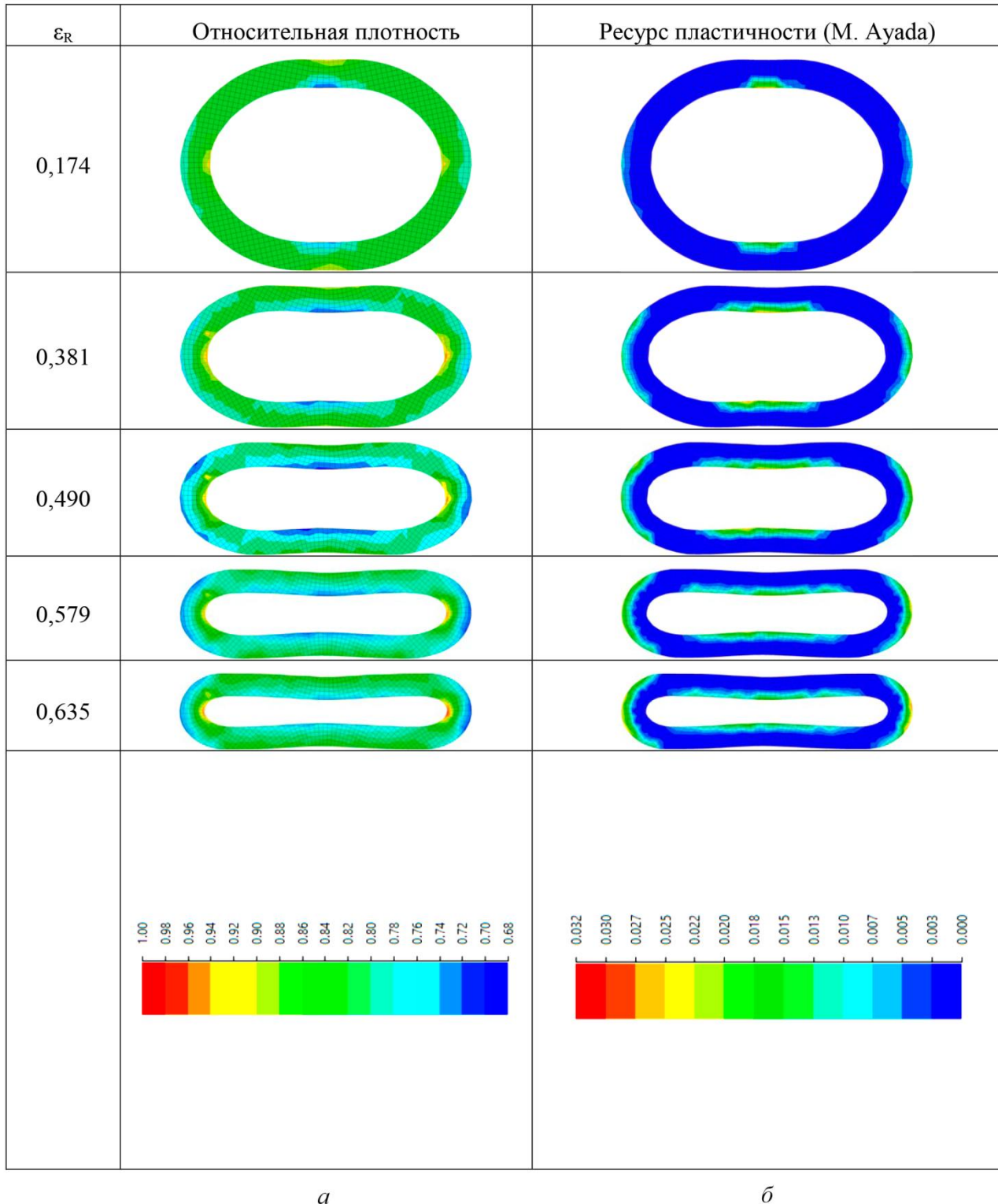
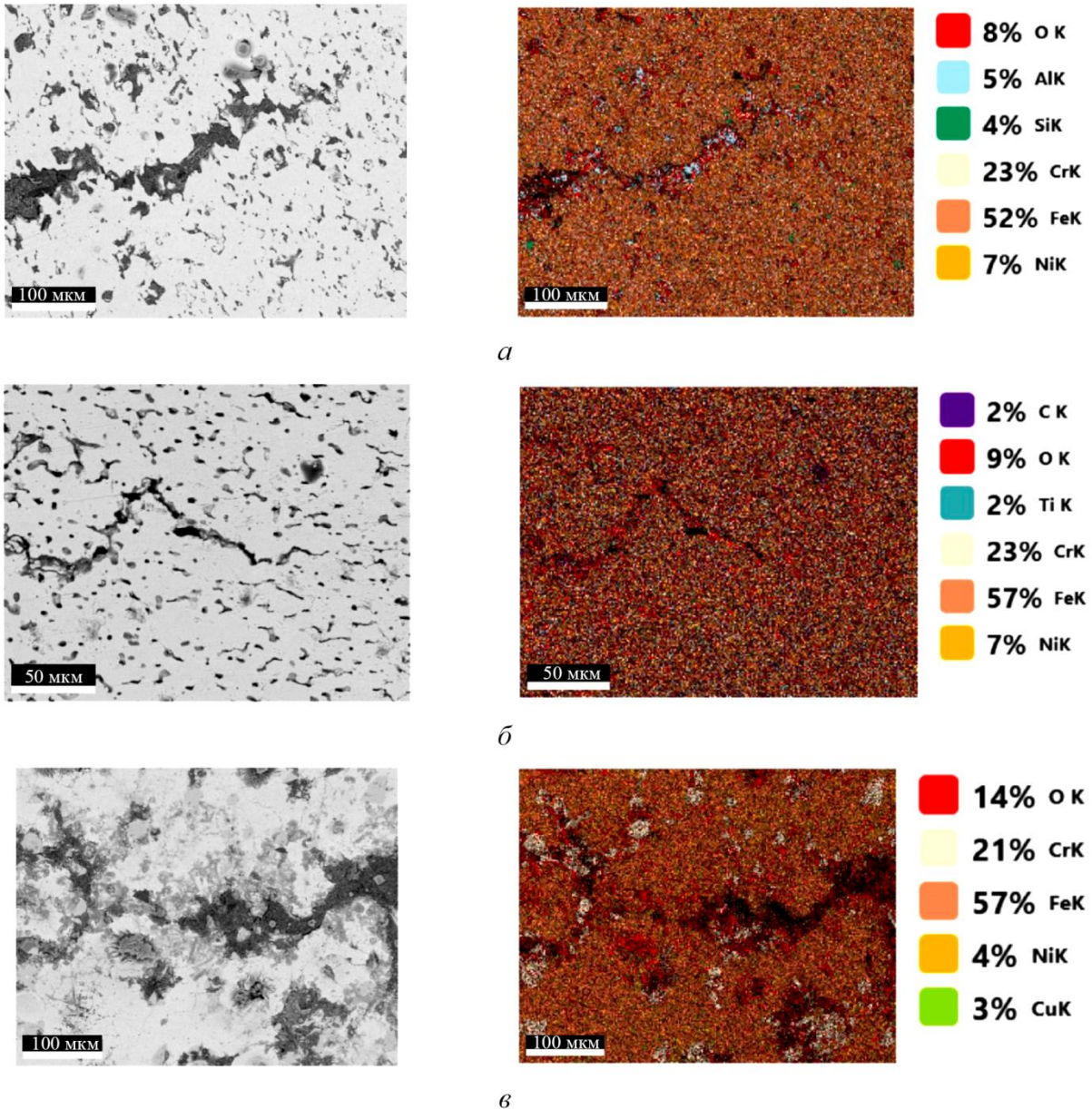


Рис. 9. Распределение относительной плотности (*a*) и ресурса пластичности (*b*) кольцевых спеченных образцов с пористостью 20 % из порошка 12X18H10T при радиальной осадке из порошка

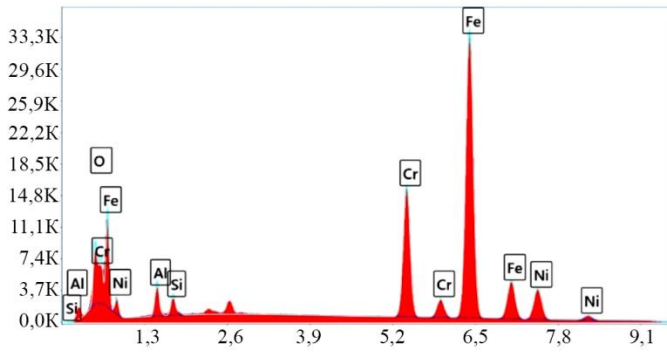


Микроструктура

Карты распределения элементов

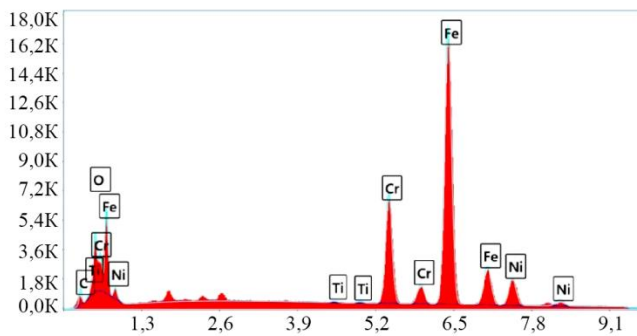
Рис. 10. Распределение химических элементов в устье трещины после радиальной деформации спеченного кольцевого образца из порошка: 304L-AW-100 (а); 12X18H10T (б); ПХ18Н4ДЗ (в)

Таким образом, из выявленного механизма разрушения спеченных хромоникелевых сталей с остаточной пористостью более 10–14 % следует, что прочность в зоне растяжения характеризуется не мерой сопротивления изменению формы, а совершенством контакта между частицами спеченного материала и наличием на их поверхности инородных включений. Особенно сильно влияет на пластические свойства спеченных сталей концентрация оксидов хрома на межчастичных границах, что подтверждается картированием участков микрошлифов в устье трещины (рис. 11).



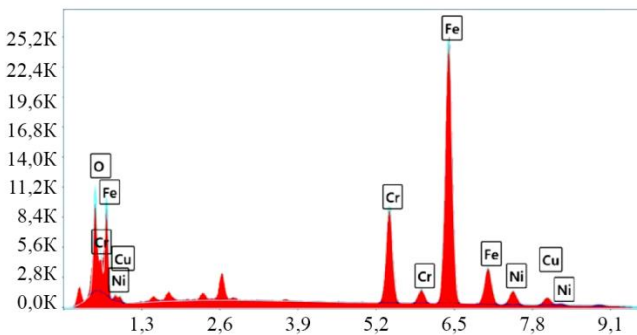
a

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	2.8	0.10	8.6	333.0	9.9
Al K	3.0	0.06	5.5	396.4	9.0
Si K	1.4	0.05	2.5	253.3	8.3
Cr K	17.8	0.09	17.0	2494.6	3.1
Fe K	64.9	0.13	57.8	5932.9	2.3
Ni K	10.1	0.16	8.6	673.4	3.7



б

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
C K	5.2	0.22	18.8	41.3	12.6
O K	3.8	0.13	10.4	131.0	10.1
Ti K	0.2	0.09	0.1	8.3	24.5
Cr K	15.5	0.12	12.9	672.4	3.4
Fe K	65.9	0.18	51.0	1829.3	2.3
Ni K	9.4	0.23	6.9	189.4	3.9



в

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	5.8	0.13	17.6	264.5	9.2
Cr K	15.0	0.10	14.0	776.9	3.4
Fe K	69.9	0.16	60.9	2305.5	2.3
Ni K	5.5	0.21	4.5	131.3	4.9
Cu K	3.8	0.23	2.9	76.4	5.8

Спектральный анализ

Распределение химических элементов

Рис. 11. Спектральный анализ и распределение химических элементов спеченных кольцевых образцов из порошков: 304L-AW-100 (*a*); 12X18H10Т (*б*); PX18H4Д3 (*в*)

В связи с тем что построенные кривые сопротивления деформации при радиальной осадке кольцевых образцов (рис. 7) и выявленный механизм их разрушения не полностью отражают качественное состояние межчастичных контактов в хромоникелевых нержавеющей сталях, было исследовано деформированное состояние образцов из разных порошков с координатной сеткой при осадке. Для расчета компонентов деформации ϵ_{xx} , ϵ_{yy} и ϵ_{xy} по формулам, приведенным в работе [20], узловые точки сетки обозначены координатами K_h и K_r , как показано на рис. 12–14.

Если в процессе радиальной деформации материальное волокно на торце образца растянулось, то величины ϵ_{xx} , ϵ_{yy} и ϵ_{xy} имеют знак «+», если оно сжимается, то знак «-». В зависимости от пластических свойств материала колец, поле компонента деформаций ϵ_{xx} в зоне Б каждого образца отличается незначительно (рис. 13). В частности, максимальные значения ϵ_{xx} (-0,12; -0,17) имеют волокна образца из порошка 12X18H10Т с координатами

K_r 0,84–0,85 (рис. 13 а). У образцов из порошков 304L-AW-100 и ВП 304.200.30 значения ϵ_{xx} плавно возрастают с увеличением радиуса кольца (рис. 13 б и в).

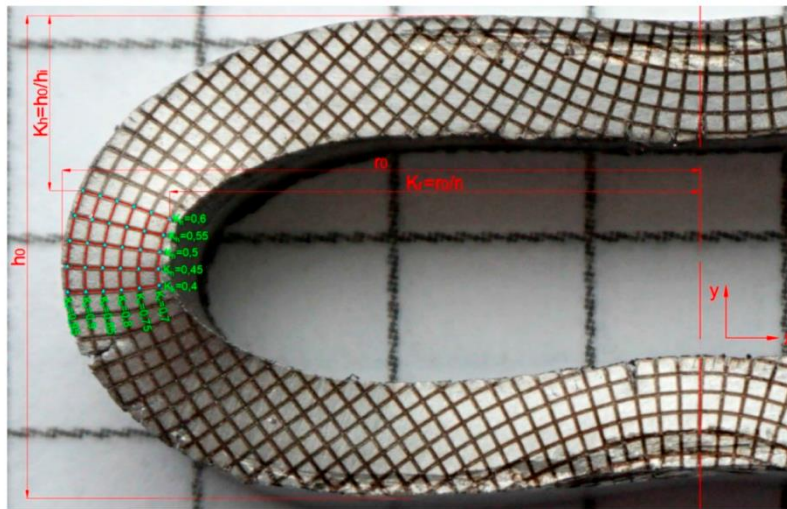


Рис. 12. Схема для определения влияния радиальной степени деформации на деформированное состояние при осадке кольцевого образца

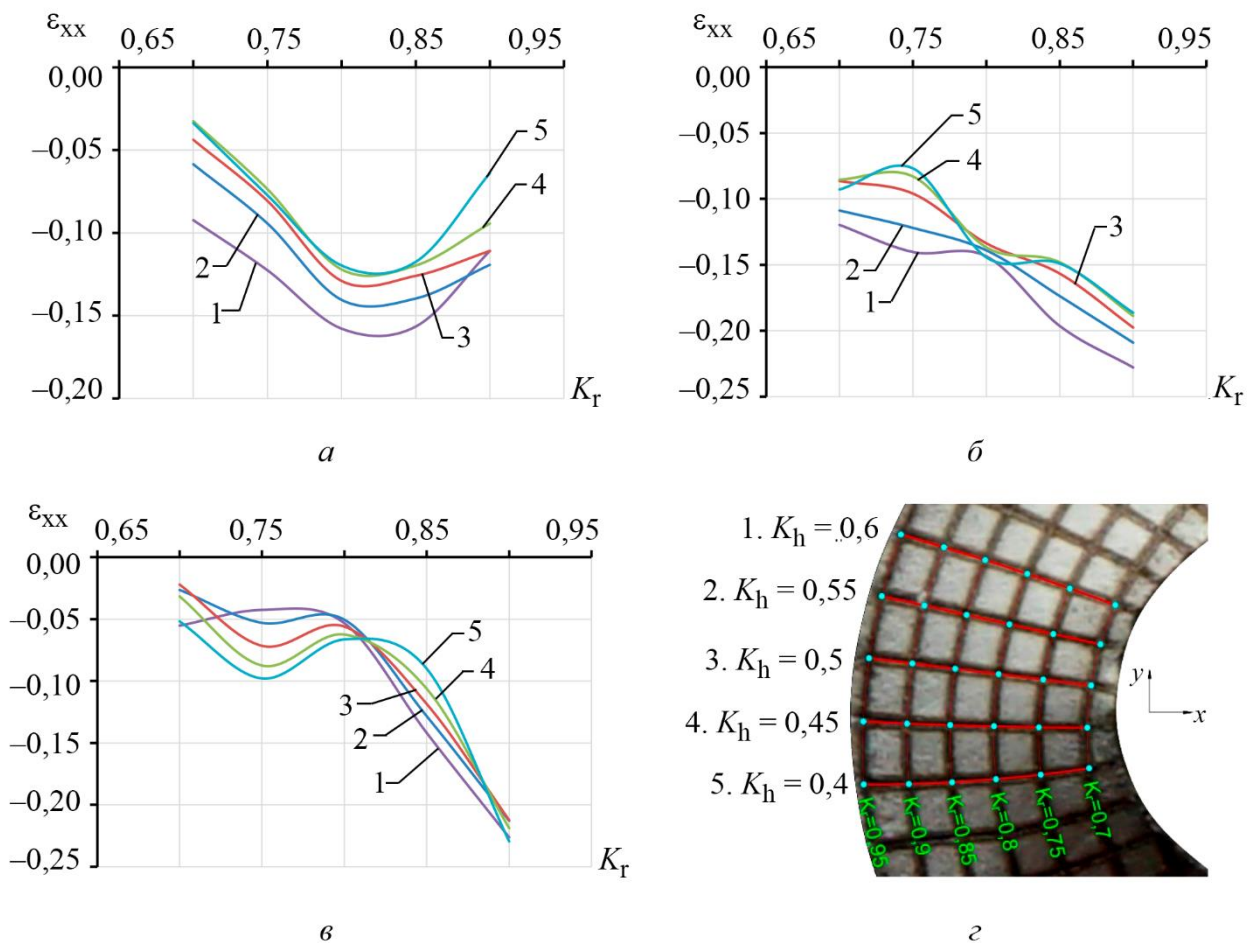


Рис. 13. Распределение относительной степени деформации ϵ_{xx} элементов координатной сетки образцов из порошка нержавеющей стали 12X18H10Т (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_h (г): 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45; 5 – 0,4

На значения компонентов ε_{yy} в основном влияет деформация элементов сетки в зависимости от K_r . Например, значения ε_{yy} элементов сетки у образца из порошка 12X18H10T с координатой $K_r = 0,7$ (на седьмой окружности кольца от центра) практически не зависят от координаты K_h (рис. 14 а) и находятся в интервале от $-0,15$ до $-0,21$, а значения ε_{yy} элементов с координатой $K_r = 0,95$ (наружная окружность) изменяются в интервале от $0,22-0,28$ (рис. 14 а, кривая б), т. е. растягиваются. Поэтому трещины появляются на таких участках образцов. Характер изменения ε_{yy} у образцов из порошка ВП 304.200.30 несколько отличается от этого показателя у указанного образца, но степень деформации волокон внутреннего кольца заметно больше, чем у образцов из других порошков (рис. 14 в, кривые 5 и 6).

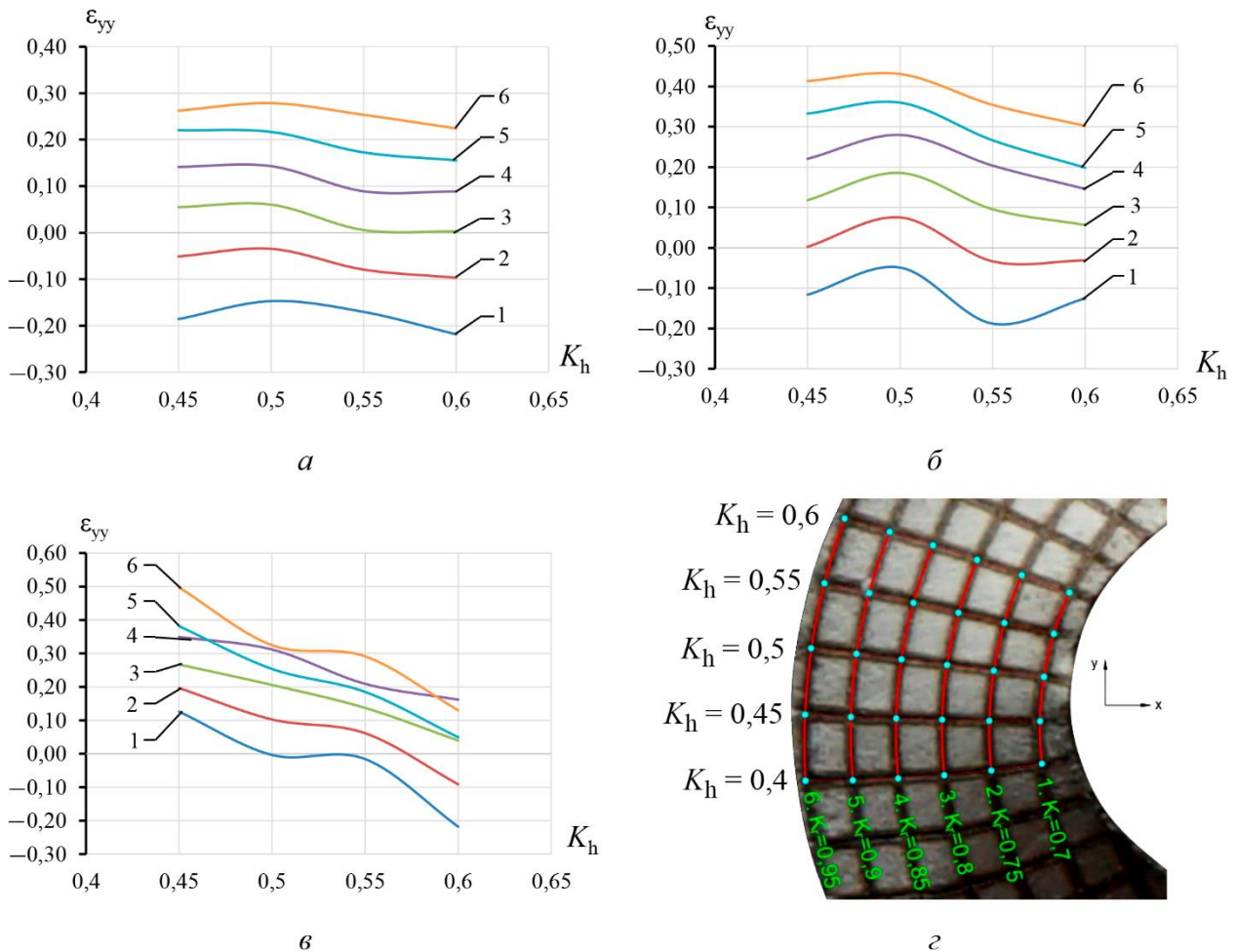


Рис. 14. Распределение относительной степени деформации элементов ε_{yy} на торце кольца из порошков 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) для K_r : 1 – 0,7; 2 – 0,75; 3 – 0,8; 4 – 0,85; 5 – 0,9; 6 – 0,95

Численные значения относительной деформации сдвига ε_{xy} элементов координатной сетки у образцов из исследуемых порошков практически не отличаются (рис. 15), но на ε_{xy} существенно влияют параметры K_h , т. е. максимальные значения ε_{xy} получены у элементов сетки, расположенных по большой оси образца после осадки (рис. 13). Как видно из рис. 15, минимальные сдвиговые деформации ε_{xy} имеют элементы с координатой $K_h = 0,6$.

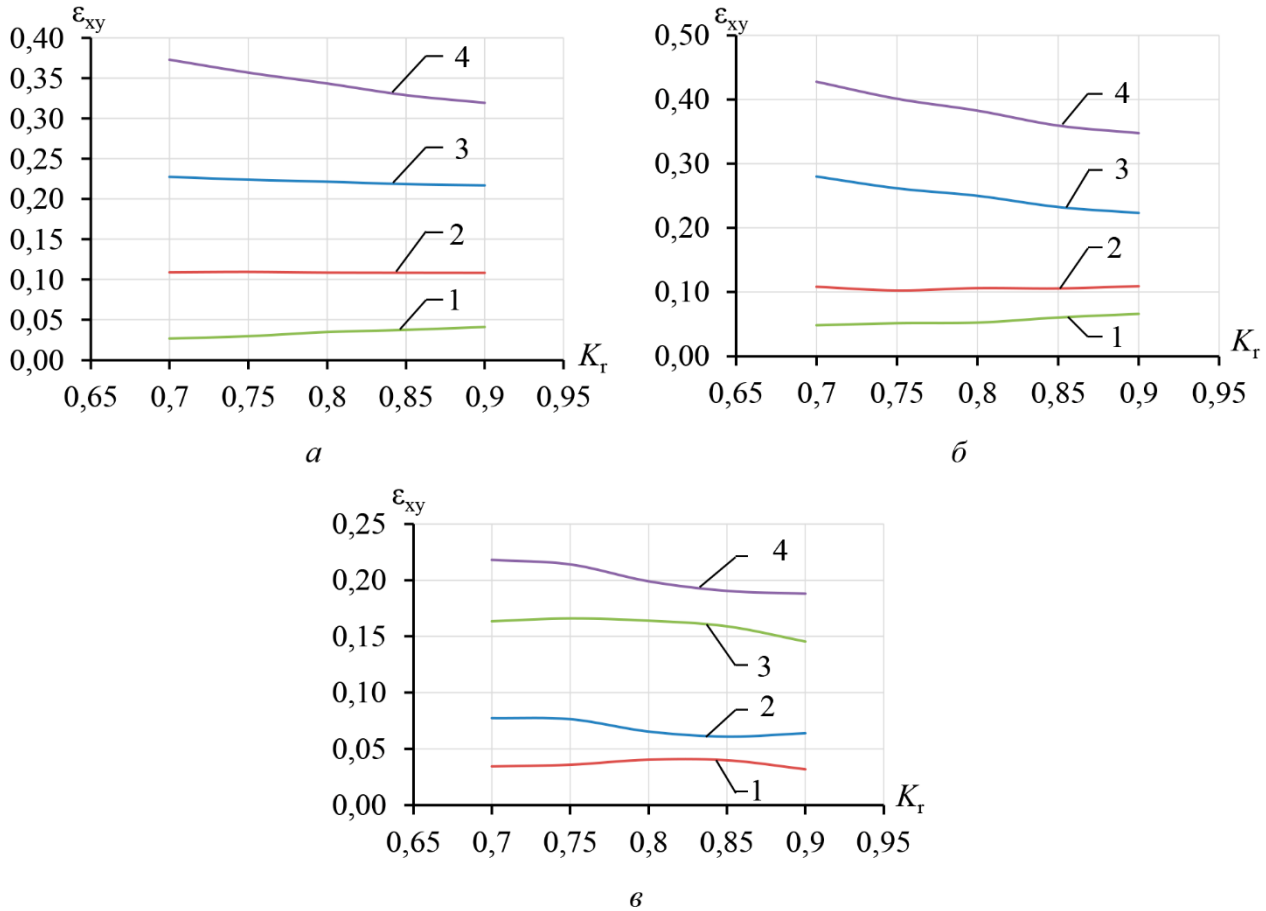


Рис. 15. Деформации сдвига элементов ε_{xy} кольцевого сечения образцов нержавеющей стали из порошков 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_T : 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45

При деформации пористых тел интенсивность полей напряжений в зонах межчастичных контактов и на поверхности пор существенно отличается от средних напряжений. Это вызывает неоднородность деформаций и также исключает определение деформированного состояния по условию пластичности, если известно напряженное состояние. Поэтому в основе уравнений состояния пластически деформируемой пористой среды лежат условия пластичности, условия упрочнения и ассоциированный закон течения. Связь между деформациями и напряжениями по деформационной теории пластичности в случае простого нагружения для деформируемой среды устанавливают из соотношения [16–18]:

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \Phi \cdot s_{ij}, \quad (2)$$

где K – модуль объемного сжатия; σ_{cp} – среднее напряжение; s_{ij} – девиатор напряжений. Величина Φ для нелинейной деформации может быть константой, и в общем виде Φ зависит от интенсивности касательных напряжений T , интенсивности деформации сдвига Γ , интенсивности деформации ε_n и от типа напряженного состояния μ_σ [17–19]:

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_n}{\sigma_n} s_{ij};$$

$$\varepsilon_{ij} = K\sigma_{cp}\delta_{ij} + \frac{\Gamma}{2\Gamma} (\sigma_{ij} - \sigma_{cp}\delta_{ij}). \quad (3)$$

Уравнения (3) неоднозначны и применяются для определения напряженного состояния, если известны ε_{ij} . Для этого необходимы дополнительные соотношения $\Gamma = f(T)$, которые можно получить из условий текучести пористых тел [21–24]. На основе расчетных данных ε_{xx} , ε_{yy} и ε_{xy} определим интенсивность деформаций при радиальной осадке пористых колец по следующей формуле:

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + \frac{3}{2} \gamma_{xy}^2}, \quad (2)$$

Полученные результаты представлены на рис. 16.

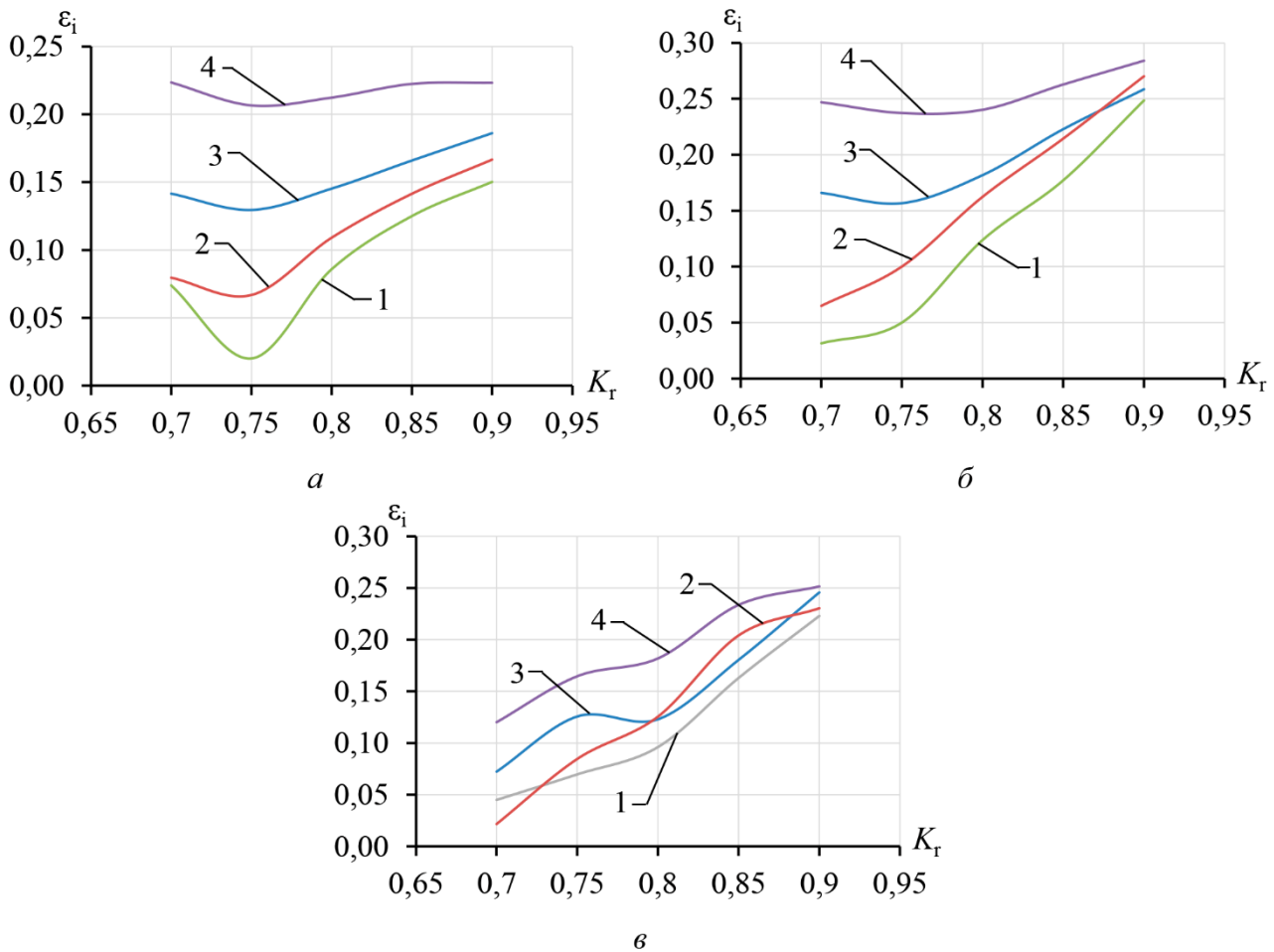


Рис. 16. Интенсивность деформации элементов ε_i образцов из порошков сталей 12X18H10T (а), 304L-AW-100 (б) и ВП 304.200.30 (в) в зависимости от координаты K_r : 1 – 0,6; 2 – 0,55; 3 – 0,5; 4 – 0,45

Для оценки напряженного состояния при допущении, что σ_r пропорционально интенсивности касательных напряжений Γ , экспериментально определяли предел прочности спеченных сталей из исследуемых порошков нержавеющей сталей. В табл. 4 показаны результаты экспериментальных испытаний.



Таблица 4

Физико-механические свойства хромоникелевых спеченных коррозионностойких сталей из порошков разных производителей

Среда спекания	Диссоциированный аммиак			Вакуум			
	Засыпка SiO ₂		Засыпка SiO ₂ +Al ₂ O ₃				
Марка порошка/ Свойства	12X18H10T	304L-AW-100	ПХ18Н4ДЗ	12X18H10Т	304L-AW-100	ПХ18Н4Д3	ВП 304.200.30
σ _в , МПа	29,7	45,59	45,10	279,85	237,84	144,15	160,63
δ, %	0,13	0,11	0,60	8,69	8,89	0,69	7,67
Ψ, %	0,00	0,00	0,00	12,58	12,96	0,57	8,08
П, %	32,05	27,61	30,12	16,79	19,25	27,32	19,05
ρ, г/см ³	5,58	6,21	6,09	6,79	6,64	6,22	6,65
HRB	70,4	90,4	67	70,2	59,1	74,1	44,8
ε _{yy}	—	—	—	0,191	0,289	—	0,217

Как видно из табл. 4, предел прочности призматических образцов, спеченных в диссоциированном аммиаке, очень низкий из-за интенсивного окисления хрома вдоль границ частиц порошка. Предел прочности спеченных в вакууме сталей соизмерим с прочностью некоторых хромоникелевых сталей аустенитного класса, но первые уступают последним по показателям пластичности. Поэтому формулы типа (3) могут быть использованы для расчета напряженного состояния и, соответственно, сопротивления деформации при холодной штамповке наружных обойм сферического шарнира, если интенсивность деформации не превышает предельных значений, показанных на рис. 16.

4. Заключение

Выявлен механизм разрушения спеченных хромоникелевых сталей, отличающийся от кинетики разрушения образцов при растяжении тем, что прочность в зоне растяжения при осадке кольцевых образцов характеризуется не только относительной степенью деформации, но и совершенством контакта между частицами спеченного материала и наличием на их поверхности инородных включений.

Установлено, что снижение пластичности и склонность к разрушению при холодной штамповке наружных обойм сферических шарнирных узлов из нержавеющей сталей обусловлены не только неоднородностью структуры, но и распределением оксидов хрома в материале и наличием не растворившихся в матрице инородных включений.

Разработана программа для ЭВМ (MeshKForm 1.0), позволяющая определить деформированное состояние при осадке спеченных в вакууме кольцевых образцов из распыленных порошков коррозионностойких сталей и оценить предельно допустимые значения интенсивности деформаций, ниже которых не образуются трещины при холодной штамповке пористых заготовок, что подтверждают результаты имитационного моделирования в программе QForm.

Благодарность

Доступ к облачной лицензии QForm предоставлен кафедрой технологий обработки давлением МГТУ им. Н. Э. Баумана и ООО «КванторФорм».



Литература

1. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Ю. Г. Дорофеев, Б. Г. Гасанов, В. Ю. Дорофеев, В. Н. Мищенко, В. И. Мирошников. – М. : Металлургия, 1990. – 206 с.
2. Kuhn H. A., Downey C. L. Material behavior in powder preform forging // *Journal of Engineering Materials and Technology*. – 1973. – Vol. 95, iss. 1. – P. 41–46. – DOI: 10.1115/1.3443104.
3. Объемная штамповка порошковых материалов / В. М. Горохов, Е. А. Дорошкевич, А. М. Ефимов, Е. В. Звонарев. – Минск : Наука і тэхніка, 1993. – 272 с. – ISBN 5–343–00895–X.
4. Vorontsov A. L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes // *Russian Engineering Research*. – 2003. – Vol. 23, No. 6. – P. 62–69.
5. Technological special features of manufacture of components of complicated configuration from metallic powders by hot stamping / G. E. Skorokhod, N. I. Burnaev, N. E. Kortsenshtein, A. M. Burov, G. G. Serdyuk, A. V. Stepichev // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1988. – Vol. 27. – P. 204–207. – DOI: 10.1007/BF00802592.
6. Oyane, M., Shima, S., and Tabata, T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1978, 1 (4), 325–341. DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.
7. Green R. J. A plasticity theory for porous solids // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1972. – Vol. 14, iss. 4. – P. 215–224. – DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-X.
8. Oyane M., Shima S., Kono Y. Theory of plasticity porous metals // *Bulletin of JSME*. – 1973. – Vol. 16, iss. 99. – P. 1254–1262. – DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.
9. Баглюк Г. А., Юрчук В. А., Ковальченко С. С. Применение вариационных методов для расчета процессов обработки давлением спеченных заготовок // *Физика и техника высоких давлений : сб. науч. трудов*. – Киев : Наукова Думка, 1987. – Вып. 24. – С. 57–61.
10. Shima S., Oyane M. Plasticity theory for porous metals // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1976. – Vol. 18, iss. 6. – P. 285–291. – DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.
11. Kuhn H. A., Downey C. L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials // *International Journal of Powder Metallurgy*. – 1971. – Vol. 7, No. 1. – P. 15–25.
12. Rozenberg O. A., Mikhailov O. V., Shtern M. B. Strain hardening of porous bushings by multiple mandreling: numerical simulation // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2012. – Vol. 51. – P. 379–384. – DOI: 10.1007/s11106-012-9445-y.
13. Kondo H., Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry // *Acta Metallurgica Slovaca*. – 2020. – Vol. 26, No. 4. – P. 141–143. – DOI: 10.36547/ams.26.4.763.
14. Лаптев А. М. Построение деформационной теории пластичности пористых материалов // *Известия ВУЗов. Серия «Машиностроение»*. – 1980. – № 4. – С. 153–156.
15. Kovalchenko M. S. Strain hardening of a powder body in pressing // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2009. – Vol. 48. – P. 133–144. – DOI: 10.1007/s11106-009-9118-7.
16. Sobotka Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression // *Acta Technica CSAV*. – 1971. – No. 6. – P. 772–776.
17. Laptev A. M. Plasticity criteria for porous metals // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1982. – Vol. 21. – P. 522–526. – DOI: 10.1007/BF00802566.
18. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation / X. J. Xin, P. Jayaraman, G. S. Daehn, R. H. Wagoner // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2003. – Vol. 45, iss. 4. – P. 707–723. – DOI:10.1016/S0020-7403(03)00107-3.
19. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки / А. В. Власов, С. А. Стебунов, С. А. Евсюков, Н. В. Биба, А. А. Шитиков. – Москва : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2019. – 383 с. – ISBN 978–5–7038–5101–2.



20. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2024612263 Рос. Федерация. Расчет полей макродеформации пористых порошковых заготовок : № 2024610327: регистрация 30.01.2024 : опубл. 30.01.2024 / Конько Н. А.
21. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением. – М. : Metallurgy, 1978. – 360 с.
22. Сторожев М. В., Попов Е. А. Теория обработки металлов давлением. – М. : Машиностроение, 1977. – 423 с.
23. Мартынова И. Ф., Штерн М. Б. Уравнение пластичности пористого тела, учитывающие истинные деформации материала основы // Порошковая металлургия. – 1978. – № 1. – С. 23–29.
24. Смыслов А. Ю. К теории пластичности пористых тел // Известия вузов. Машиностроение. – 1980. – № 4. – С. 107–110.