

# ФОРМИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ СПЕКНИЕМ ЧАСТИЦ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ\*

*А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент  
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 1 июля 2016

Рецензирование 18 июля 2016

Принята к печати 15 августа 2016

**Никulina А.А.** – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,  
Новосибирский государственный технический университет,  
e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru

С использованием метода искрового плазменного спекания сформированы гетерофазные железоуглеродистые сплавы на основе частиц разнородных сталей У8 и 12Х18Н10Т соответственно в перлитном и аустенитном состоянии. Результаты структурных исследований, выполненных с использованием методов световой и растровой электронной микроскопии, показали, что основными структурными составляющими в полученных композициях являются аустенит, перлит, феррит, мартенсит и карбид хрома. В зонах взаимодействия исходных частиц формируются области переходного химического состава, приобретающие после охлаждения аустенитно-мартенситную структуру. Микротвердость данных областей находится на уровне 6000...9000 МПа.

**Ключевые слова:** искровое плазменное спекание, структура, перлит, мартенсит, аустенит, разнородные стали, структурные исследования.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-52-61

## Введение

Железоуглеродистые сплавы являются важнейшими материалами в современном машиностроении. Чаще всего они характеризуются гетерофазным строением [1]. Анализ литературы показывает, что исследователи в настоящее время активно занимаются изучением структуры и свойств двухфазных [2–7] и многофазных [8–13] сталей. Для первой группы основными структурными составляющими являются либо обе фазы железа ( $\gamma$  и  $\alpha$ ), либо матрицей является одна из фаз железа, а в ней присутствует метастабильная фаза ( $\alpha'$ - или  $\epsilon$ -мартенсит) [14, 15]. Многофазные стали характеризуются наличием аустенита, феррита (или перлита) и мартенсита

(или бейнита). Особенность гетерофазных сталей заключается в том, что резко отличающиеся по свойствам фазы, входящие в их состав, обеспечивают в некоторых случаях уникальный комплекс механических свойств [16–19].

Основные методы получения гетерофазных сталей основаны на пластической деформации и/или термической обработке [8–19]. Однако интересные результаты отмечаются и при применении методов спекания порошков [20–24], среди которых можно выделить искровое плазменное спекание. Данный метод отличается кратковременностью воздействия на материал, что открывает большие возможности в формировании конечной структуры спекаемого материала. Суть метода заключается в пропускании импульсов

\* Работа выполнена в рамках программы стратегического развития НГТУ (проект С-14).

постоянного тока и одновременным приложением одноосного давления к порошковой композиции. За счет протекания тока контактирующие частицы локально плавятся, при этом основная часть материала остается в твердом состоянии. Спекание материала происходит равномерно по всему объему. Приложение давления обеспечивает высокую плотность получаемых компактов. Высокая скорость процесса позволяет фиксировать исходную структуру спекаемых материалов [25, 26]. Работ, посвященных получению гетерофазных железоуглеродистых сплавов методом искрового плазменного спекания, немного, хотя применение данной технологии может позволить сформировать уникальные материалы на основе железа.

Цель данной работы заключается в формировании многофазного материала на основе железа с использованием метода искрового плазменного спекания и исследовании его структуры.

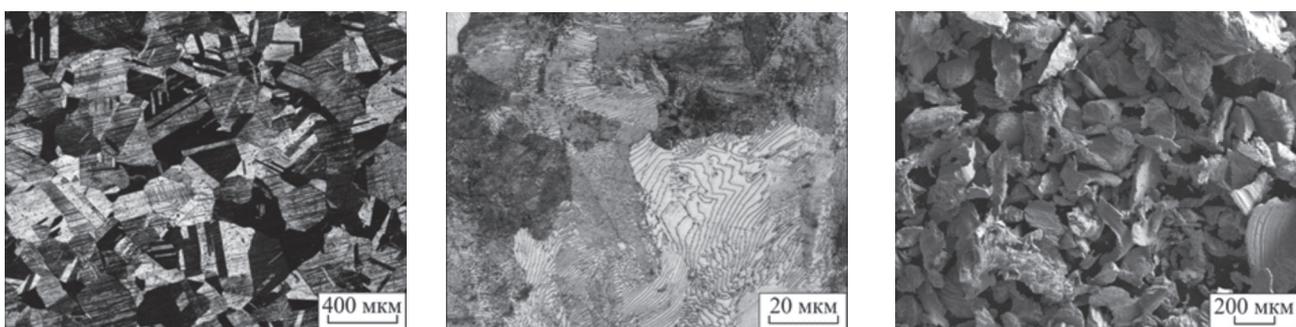
### Методика проведения исследований

В качестве исходных материалов были выбраны стали с перлитной (У8) и аустенитной (12Х18Н10Т) структурами (рис. 1, а, б). Предполагалось, что на участках взаимодействия частиц разнородных сталей в ходе спекания за счет активизации диффузионных процессов будут сформированы переходные области, обладающие промежуточным химическим составом по сравнению со спекаемыми сталями, что приве-

дет к появлению после охлаждения структур, отличных от исходных. Объектами исследования в работе являлись образцы, сформированные искровым плазменным спеканием (SPS) частиц данных разнородных сталей, полученных путем обработки резанием. Формирование равномерной смеси обеспечивали перемешиванием частиц сталей в планетарной шаровой мельнице Fritsch Pulverisette 6 при частоте вращения 100 об/мин в течение 20 мин. Микрофотографии смеси частиц сталей представлены на рис. 1, в. Более крупные вытянутые (за счет пластической деформации) частицы в данной смеси – частицы стали 12Х18Н10Т. Их максимальный размер достигает 1000 мкм. Наибольший размер частиц стали У8 составляет 500 мкм, при этом они имеют осколочную форму. Результаты энергодисперсионного анализа частиц представлены в табл. 1.

Спекание осуществляли на установке SPS10-4 Advanced Technology в токопроводящей графитовой пресс-форме с внутренним диаметром 30 мм. Форма и порошок отделялись графитовым слоем для исключения взаимодействия. Контроль температуры осуществляли термопарой, расположенной в отверстии в верхнем пуансоне. Режимы спекания образцов представлены в табл. 2. На рис. 2 изображен общий график процесса спекания.

Образцы для структурных исследований подготавливали с использованием стандартных



а

б

в

Рис. 1. Структура исходных сталей 12Х18Н10Т (а) и У8 (б) и общий вид полученной смеси частиц (в)

Таблица 1

### Результаты энергодисперсионного анализа стружки сталей

Хим. элемент, % вес.	С	Cr	Ni	Si	Mn	Fe
Сталь 12Х18Н10Т	0,11	18,82	8,59	0,58	1,53	Осн.
Сталь У8	0,76	0,36	–	0,38	0,97	Осн.

**Режимы спекания образцов**

Параметр	Значение
Средняя скорость нагрева, °С/мин	100
Давление прессования, МПа	60
Давление первоначальной подпрессовки, МПа	5
Температура спекания	1000, 1100 °С
Время спекания, мин	5...25
Сила тока, А	910
Рабочая среда	Вакуум

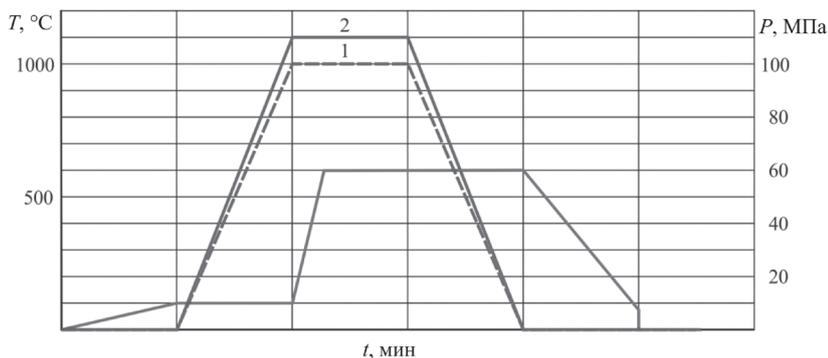


Рис. 2. Изменение температуры и давления в процессе искрового плазменного спекания:

1 – нагрев до 1000 °С; 2 – нагрев до 1100 °С

технологий шлифования и полирования на алмазных пастах. Финишную механическую полировку проводили на суспензии оксида хрома. Выявление структуры полученных композиций осуществляли 5%-м раствором азотной кислоты в спирте. Анализ структуры проводили на световом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Распределение химических элементов изучали с использованием энергодисперсионного анализатора INCA.

Микротвердость фаз оценивали на микротвердомере для испытаний по Виккерсу 402MVD Wolpert Group.

### Результаты исследований и обсуждение

Материал, сформированный с использованием метода искрового плазменного спекания частиц разнородных сталей характеризуется незначительным количеством пор. Распределение легирующих элементов в спекенном композите при сканировании по линии представлено

на рис. 3. Видно, что светлые области соответствуют исходным частицам легированной стали, более темные области – исходным частицам углеродистой стали. Соотношение объемных долей разнородных областей примерно равно. В поперечном сечении структуру полученных образцов можно представить в виде схемы, изображенной на рис. 4, а. Центральные слои образцов характеризуются аустенитно-ферритным строением (рис. 4, б). При удалении от центра структура постепенно изменяется и области, соответствующие частицам углеродистой стали, приобретают сначала ферритно-перлитное (рис. 4, в), а затем полностью перлитное (рис. 4, г) строение. Формирование ферритной структуры объясняется активной диффузией углерода в процессе спекания, в результате чего частицы стали У8 обезуглероживаются. Обратный процесс происходит на периферии образцов, где поверхностные слои контактировали с графитовым слоем. За счет насыщения углеродом в областях, соответствующих исходным частицам стали У8, происходит образование видманштеттова цементита. На рис. 5 видно, что увеличение времени спекания приводит к увеличению объемной доли данной фазы.

Граничные слои, где происходило взаимодействие разнородных микрообъемов, приобретают промежуточное химическое строение между двумя спекаемыми сталями и при охлаждении в

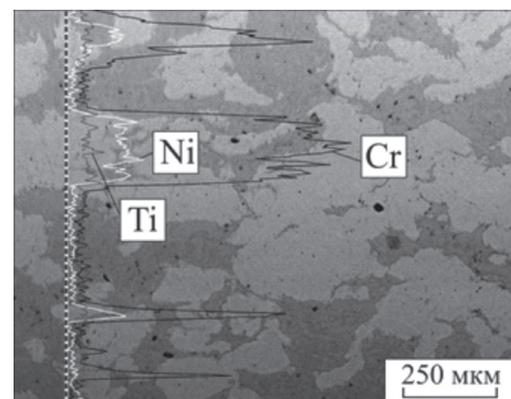


Рис. 3. Распределение легирующих элементов в спекенном материале

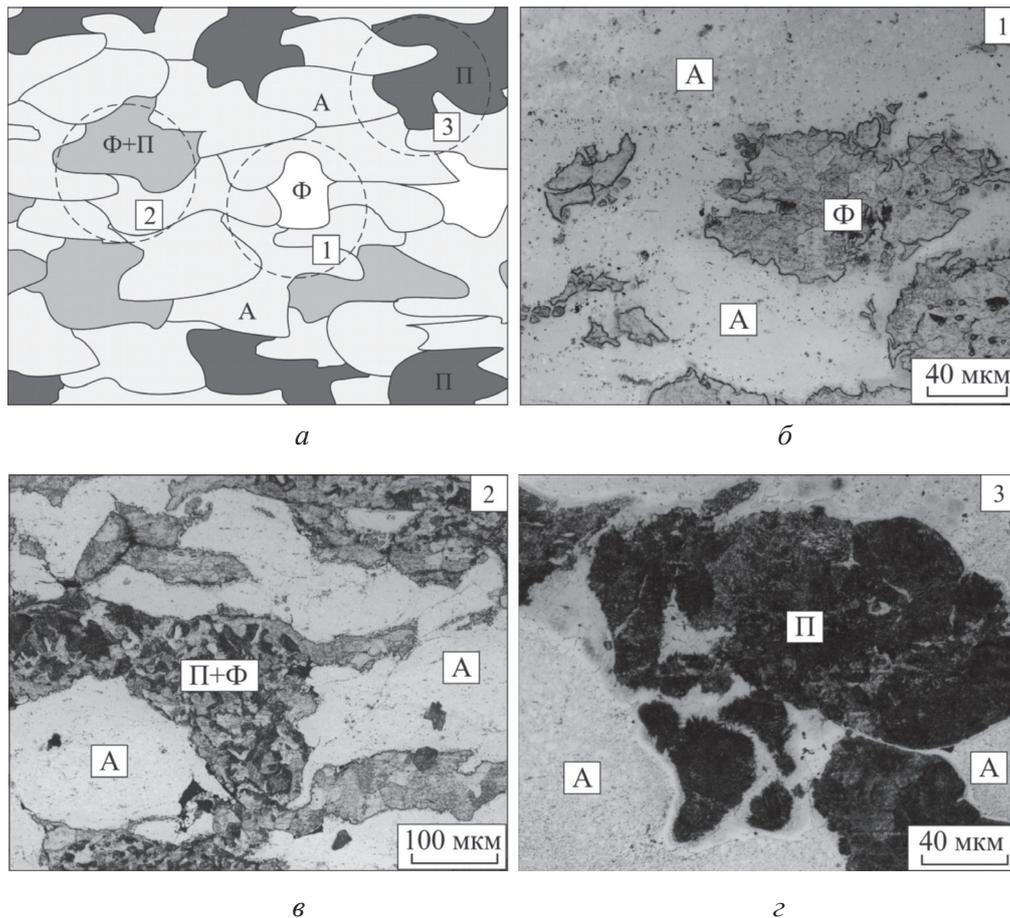


Рис. 4. Схема строения полученных композиций по толщине (а), структура в области 1 (б), в области 2 (в) и в области 3 (г). А – аустенит; П – перлит; Ф – феррит

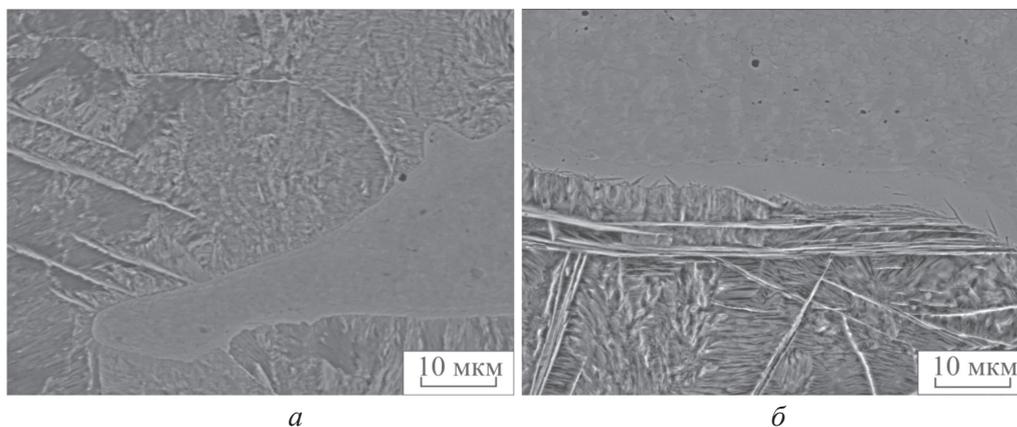


Рис. 5. Строение поверхностных насыщенных углеродом слоев образцов, полученных при температуре 1100 °С и времени 5 (а) и 25 (б) мин

них формируется аустенитно-мартенситная структура (рис. 6, а). Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в данных областях концентрация хрома достигает 6...8 % вес., никеля – 2...3 % вес. Такое количество легирующих элементов недостаточно для стабилизации аустенита и при охлаждении происходит мартенситное превращение. Для участков, располагающихся на месте исходных частиц хромоникелевой стали, харак-

терно наличие карбидов и существенно более мелких аустенитных зерен по сравнению с исходной сталью, что связано со сдерживанием роста зерна после рекристаллизации за счет карбидных выделений по границам. В общем структуру на участке взаимодействия разнородных микроразмеров можно описать схемой, изображенной на рис. 6, б. Ширина промежуточных областей увеличивается по мере увеличения времени и

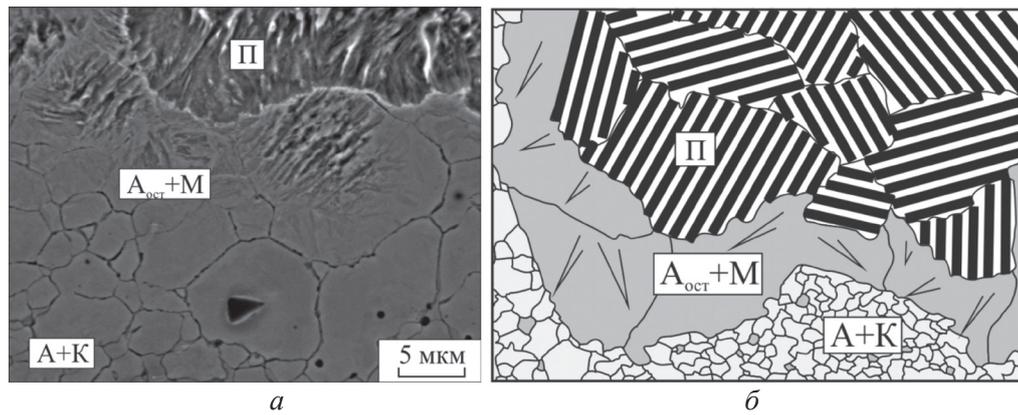


Рис. 6. Мартенситно-аустенитные области на границе взаимодействия разнородных микрообъемов (а) и общая схема строения таких областей (б).  $A_{ост}$  – остаточный аустенит, А – аустенит; К – карбиды; П – перлит; М – мартенсит; Ф – феррит

температуры спекания (рис. 7). Ширина переходной зоны для материалов, полученных при температуре 1000 °С, не превышает в среднем 10 мкм. В то же время при увеличении времени спекания на некоторых участках наблюдаются достаточно широкие переходные зоны с аустенитно-мартенситным строением. Композиции,

полученные при температуре 1100 °С, характеризуются широкой переходной зоной уже при незначительном времени спекания, а при выдержке 15...25 мин ее ширина может достигать более 20 мкм. В центральных слоях образцов, где на месте частиц углеродистой стали зафиксирована структура феррита, также наблюдается переход-

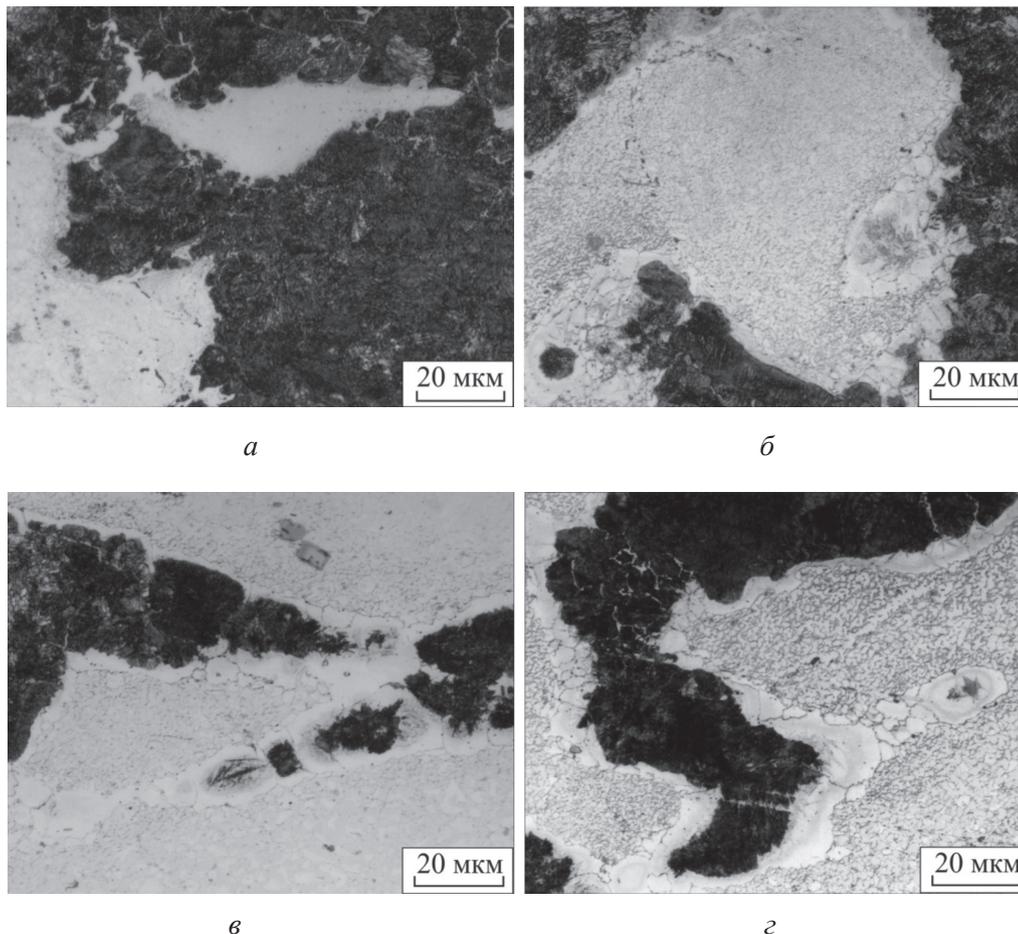


Рис. 7. Переходная зона, сформированная при спекании стружки сталей У8 и 12Х18Н10Т при режимах:

а – 1000 °С, 5 мин; б – 1000 °С, 25 мин; в – 1100 °С, 5 мин; г – 1100 °С, 25 мин

ная область на участке взаимодействия разнородных микрообъемов, которая характеризуется мартенситным строением (рис. 8).

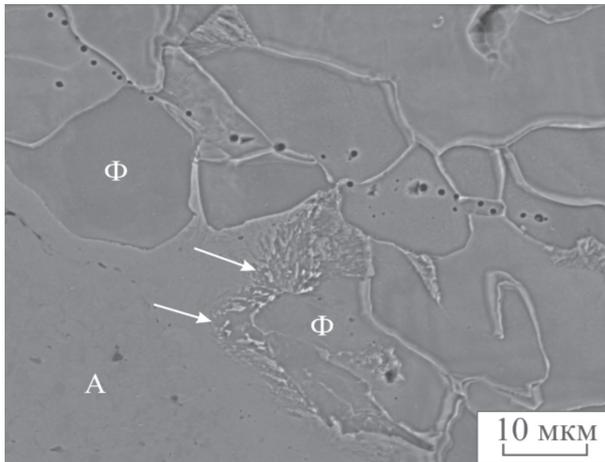


Рис. 8. Переходная зона (показана стрелками) между разнородными микрообъемами в центральной части образца. Ф – феррит; А – аустенит; стрелкой указана переходная область, обладающая структурой мартенсита

Рентгенофазовый анализ подтвердил результаты структурных исследований. Спеченные материалы незначительно отличаются по составу от исходной смеси. Единственным отличием является присутствие почти во всех спеченных образцах карбидной фазы  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  (рис. 9).

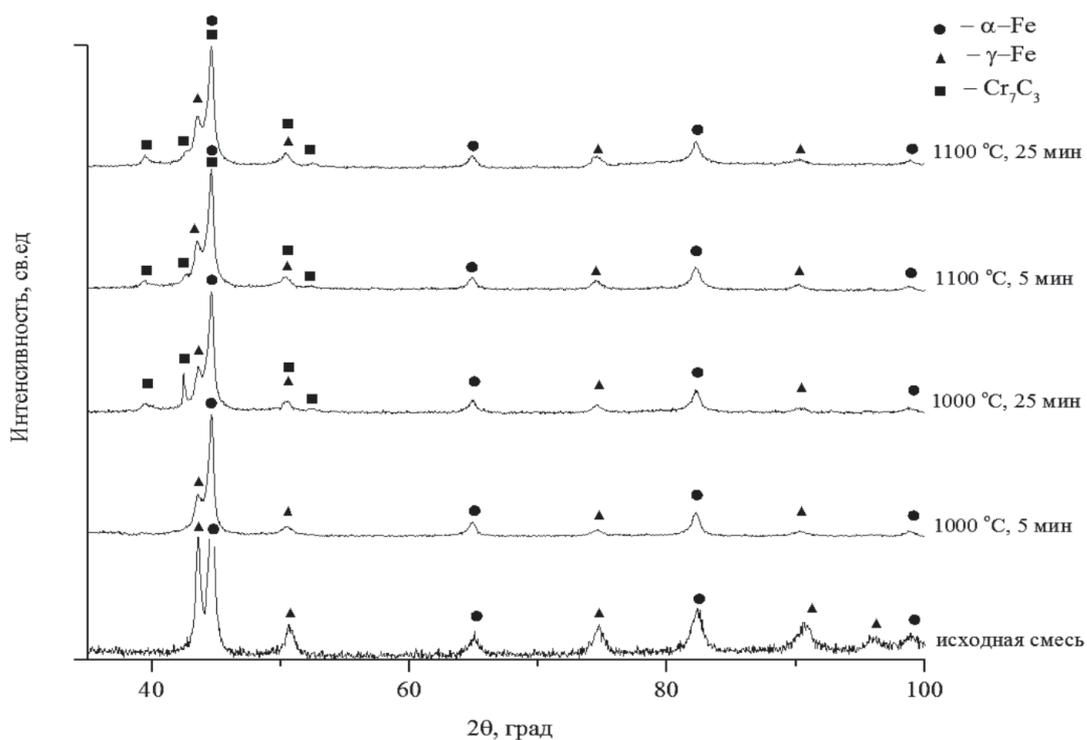


Рис. 9. Рентгенограммы исходной смеси и полученных материалов

Микротвердость разнородных микрообъемов существенно отличается. Так, для участков, сформированных на месте частиц углеродистой стали, характерно минимальное значение микротвердости в случае образования феррита (1500...1700 МПа), перлитные же области характеризуются уровнем микротвердости 3000...3500 МПа. Максимальный уровень микротвердости отмечен в переходных областях (6000...9000 МПа). Также достаточно высокий уровень микротвердости характерен для участков, сформированных на месте частиц хромоникелевой стали (5000...6500 МПа), что объясняется выделением большого количества карбидов.

## Выводы

Проведены структурные исследования материалов, полученных искровым плазменным спеканием частиц разнородных сталей У8 и 12Х18Н10Т, имеющих соответственно перлитное и аустенитное строение.

1. Использование метода искрового плазменного спекания позволяет получить железоуглеродистые материалы, обладающие гетерофазной структурой. Основными структурными составляющими полученных материалов являются

аустенит, перлит, феррит, мартенсит, а также карбиды хрома.

2. В области взаимодействия разнородных микрообъемов наблюдается образование переходных областей. Максимальная толщина таких областей при температуре спекания 1000 °С не превышает 10 мкм, а при 1100 °С ее ширина достигает 20 мкм.

3. Максимальный уровень микротвердости в спеченных материалах характерен для переходных областей и составляет 6000...9000 МПа.

Автор выражает благодарность доценту Национального исследовательского Томского политехнического университета А.С. Ивашутенко за подготовку образцов на установке искрового плазменного спекания.

### Список литературы

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

2. Rosenberg G., Sinaiova I., Juhar L. Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators // *Materials Science & Engineering: A*. – 2013. – Vol. 582. – P. 347–358. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.035>.

3. Ultrahigh strength martensite–austenite dual-phase steels with ultrafine structure: the response to indentation experiments / R.D.K. Misra, P. Venkatsurya, K.M. Wu, L.P. Karjalainen // *Materials Science & Engineering: A*. – 2013. – Vol. 560. – P. 693–699. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.015>.

4. Damage and fracture of dual-phase steels: influence of martensite volume fraction / Q. Lai, O. Bouaziz, M. Gouné, L. Brassart, M. Verdier, G. Parry, A. Perlade, Y. Bréchet, T. Pardoen // *Materials Science & Engineering: A*. – 2015. – Vol. 646. – P. 322–331. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.073>.

5. Paul S.K., Stanford N., Hilditch T. Effect of martensite morphology on low cycle fatigue behaviour of dual phase steels: experimental and microstructural investigation // *Materials Science & Engineering: A*. – 2015. – Vol. 644. – P. 53–60. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.044>.

6. Abid N.H., Abu Al-Rub R.K., Palazotto A.N. Computational modeling of the effect of equiaxed heterogeneous microstructures on strength and ductility of dual phase steels // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 103. – P. 20–37. – doi: [10.1016/j.commatsci.2015.02.051](http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.02.051).

7. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging / M. Calcagnotto, Y. Ada-

chi, D. Ponge, D. Raabe // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 658–670. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.073>.

8. Maresca F., Kouznetsova V.G., Geers M.G.D. Deformation behaviour of lath martensite in multi-phase steels // *Scripta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 74–77. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.08.004>.

9. Radwański K. Structural characterization of low-carbon multiphase steels merging advanced research methods with light optical microscopy // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2016. – Vol. 16. – P. 282–293. – doi: [10.1016/j.acme.2015.12.001](http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2015.12.001).

10. Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite / A. Varshney, S. Sangal, S. Kundu, K. Mondal // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 95. – P. 75–88. – doi: [10.1016/j.matdes.2016.01.078](http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.078).

11. Hudgins A.W., Matlock D.K. The effects of property differences in multiphase sheet steels on local formability // *Materials Science & Engineering: A*. – 2016. – Vol. 654. – P. 169–176. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.035>.

12. Role of microstructure in the low cycle fatigue of multi-phase steels / T. Hilditch, H. Beladi, P. Hodgson, N. Stanford // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 534. – P. 288–296. – doi: [10.1016/j.msea.2011.11.071](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.071).

13. Wiewiórowska S., Muskalski Z. The application of low and medium carbon steel with multiphase TRIP structure in drawing industry // *Procedia Manufacturing*. – 2015. – Vol. 2. – P. 181–185.

14. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Конструкционные двухфазные стали // *Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка*. – 1983. – Т. 17. – С. 64–120.

15. Батаева З.Б. Повышение конструктивной прочности низкоуглеродистых сталей путем формирования анизотропной гетерофазной структуры в условиях горячей и холодной пластической деформации: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2003. – 206 с.

16. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting / Z.P. Xiong, A.G. Kostryzhev, N.E. Stanford, E.V. Pereloma // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 537–549. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.031>.

17. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing / C.Sh. Li, Z.X. Li, Y.M. Cen, B. Ma, G. Huo // *Materials Science & Engineering: A*. – 2015. – Vol. 627. – P. 281–289. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.109>.

18. Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual

phase steels / M.D. Zhang, J. Hu, W.Q. Cao, H. Dong // *Materials Science & Engineering: A.* – 2014. – Vol. 618. – P. 168–175. – doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.073>.

19. Goto S., Kami C., Kawamura S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness // *Materials Science & Engineering: A.* – 2015. – Vol. 648. – P. 436–442. – doi: [10.1016/j.msea.2015.09.093](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.093).

20. Nanostructured/ultrafine multiphase steel with enhanced ductility obtained by mechanical alloying and spark plasma sintering of powders / C. Menapace, I. Lonardelli, M. Tait, A. Molinari // *Materials Science and Engineering: A.* – 2009. – Vol. 517. – P. 1–7. – doi: [10.1016/j.msea.2009.03.021](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.021).

21. Munir Z.A., Anselmi-Tamburini U. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method // *Journal of Materials Science.* – 2006. – Vol. 41. – P. 763–777. – doi: [10.1007/s10853-006-6555-2](http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-6555-2).

22. Mariappan R., Kumaran S., Srinivasa Rao T. Effect of sintering atmosphere on structure and properties of austeno-ferritic stainless steels // *Materials Science and Engineering: A.* – 2009. – Vol. 517. – P. 328–333.

23. Activated sintering of P/M duplex stainless steel powders / J. Kaziora, M. Nykiel, T. Pieczonka, T. Marcu Puscas, A. Molinari // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2004. – Vol. 157–158. – P. 712–717. – doi: [10.1016/j.jmatprotec.2004.07.140](http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.07.140).

24. Simchi A., Rota A., Imgrund P. An investigation on the sintering behavior of 316L and 17-4PH stainless steel powders for graded composites // *Materials Science and Engineering: A.* – 2006. – Vol. 424. – P. 282–289. – doi: [10.1016/j.msea.2006.03.032](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.03.032).

25. Райченко А.И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. – М.: Металлургия, 1987. – 128 с.

26. Omori M. Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS) // *Materials Science and Engineering: A.* – 2000. – Vol. 287. – P. 183–188. – doi: [10.1016/S0921-5093\(00\)00773-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00773-5).

## OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3 (72), July – September 2016, Pages 52–61

### Formation of heterogeneous iron-carbon alloys structure by sintering of dissimilar steels particles

Nikulina A.A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: [a.nikulina@corp.nstu.ru](mailto:a.nikulina@corp.nstu.ru)

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

#### Abstract

The objective of the study was to investigate the relationship between the microstructure of the compositions and the sintering conditions. Spark plasma sintering of dissimilar steels particles (Fe-0.8C and Fe-0.12C-18Cr-10Ni-1Ti with pearlite and austenite structures, respectively) is implemented to form heterophase iron-carbon alloys. Several sintering conditions with different temperature (1000 and 1100 °C) and sintering time (5 to 25 minutes) are used. All obtained compositions are characterized by the absence of pores. Correlation of the heterogeneous microvolumes is close to 1:1. The main methods of structural research in the work are light microscopy and scanning electron microscopy. Microhardness testing is also carried out. The experimental results presented in the study clearly show that basic structural components in the obtained compositions are austenite, pearlite, ferrite, martensite, as well as chromium carbides. It is found that in the zones of interaction between heterogeneous particles the transitional chemical composition areas are formed. The chromium content reaches 6...8 % wt. and nickel – 2...3 % wt. in these areas. The maximum thickness of such areas at the sintering temperature of 1000 °C is less than 10 microns and at 1100 °C its width reaches 20 micron. This chemical composition of the intermediate areas leads to the appearance of austenitic-martensitic structure after cooling with microhardness level about 600...900 HV.

#### Keywords

spark plasma sintering, microstructure, pearlite, martensite, austenite, dissimilar steels, structural research.

DOI: [10.17212/1994-6309-2016-3-52-61](http://dx.doi.org/10.17212/1994-6309-2016-3-52-61)

## References

1. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
2. Rosenberg G., Sinaiová I., Juhar L. Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 582, pp. 347–358. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.035>
3. Misra R.D.K., Venkatsurya P., Wu K.M., Karjalainen L.P. Ultrahigh strength martensite–austenite dual-phase steels with ultrafine structure: the response to indentation experiments. *Materials Science & Engineering: A*, 2013, vol. 560, pp. 693–699. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.015>
4. Lai Q., Bouaziz O., Gouné M., Brassart L., Verdier M., Parry G., Perlade A., Bréchet Y., Pardoën T. Damage and fracture of dual-phase steels: influence of martensite volume fraction. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, vol. 646, pp. 322–331. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.073>
5. Paul S.K., Stanford N., Hilditch T. Effect of martensite morphology on low cycle fatigue behaviour of dual phase steels: experimental and microstructural investigation. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, vol. 644, pp. 53–60. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.044>
6. Abid N.H., Abu Al-Rub R.K., Palazotto A.N. Computational modeling of the effect of equiaxed heterogeneous microstructures on strength and ductility of dual phase steels. *Computational Materials Science*, 2015, vol. 103, pp. 20–37. doi: [10.1016/j.commatsci.2015.02.051](http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.02.051)
7. Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 658–670. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.073>
8. Maresca F., Kouznetsova V.G., Geers M.G.D. Deformation behaviour of lath martensite in multi-phase steels. *Scripta Materialia*, 2016, vol. 110, pp. 74–77. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.08.004>
9. Radwański K. Structural characterization of low-carbon multiphase steels merging advanced research methods with light optical microscopy. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2016, vol. 16, pp. 282–293. doi: [10.1016/j.acme.2015.12.001](http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2015.12.001)
10. Varshney A., Sangal S., Kundu S., Mondal K. Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite. *Materials & Design*, 2016, vol. 95, pp. 75–88. doi: [10.1016/j.matdes.2016.01.078](http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.078)
11. Hudgins A.W., Matlock D.K. The effects of property differences in multiphase sheet steels on local formability. *Materials Science & Engineering: A*, 2016, vol. 654, pp. 169–176. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.035>
12. Hilditch T., Beladi H., Hodgson P., Stanford N. Role of microstructure in the low cycle fatigue of multi-phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 534, pp. 288–296. doi: [10.1016/j.msea.2011.11.071](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.071)
13. Wiewiórowska S., Muskalski Z. The application of low and medium carbon steel with multiphase TRIP structure in drawing industry. *Procedia Manufacturing*, 2015, vol. 2, pp. 181–185.
14. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. Konstruktsionnye dvukhfaznye stali [Structural duplex steels]. *Itogi nauki i tekhniki. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka – The results of science and technology. Metallurgy and heat treatment*, 1983, vol. 17, pp. 64–120.
15. Bataeva Z.B. *Povyshenie konstruktivnoi prochnosti nizkouglerodistykh stalei putem formirovaniya anizotropnoi geterofaznoi struktury v usloviyakh goryachei i kholodnoi plasticheskoi deformatsii*. Diss. kand. tekhn. nauk [Increased structural strength of low carbon steels by forming anisotropic heterophase structure under hot and cold plastic deformation. PhD eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2003. 206 p.
16. Xiong Z.P., Kostryzhev A.G., Stanford N.E., Pereloma E.V. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting. *Materials and Design*, 2015, vol. 88, pp. 537–549. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.031>
17. Li C.Sh., Li Z.X., Cen Y.M., Ma B., Huo G. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, vol. 627, pp. 281–289. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.109>
18. Zhang M.D., Hu J., Cao W.Q., Dong H. Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual phase steels. *Materials Science & Engineering: A*, 2014, vol. 618, pp. 168–175. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.073>
19. Goto S., Kami C., Kawamura S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, vol. 648, pp. 436–442. doi: [10.1016/j.msea.2015.09.093](http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.093)

20. Menapace C., Lonardelli I., Tait M., Molinari A. Nanostructured/ultrafine multiphase steel with enhanced ductility obtained by mechanical alloying and spark plasma sintering of powders. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 517, pp. 1–7. doi: 10.1016/j.msea.2009.03.021

21. Munir Z.A., Anselmi-Tamburini U. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 763–777. doi: 10.1007/s10853-006-6555-2

22. Mariappan R., Kumaran S., Srinivasa Rao T. Effect of sintering atmosphere on structure and properties of austeno-ferritic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 517, pp. 328–333. doi: 10.1016/j.msea.2009.04.011

23. Kaziora J., Nykiel M., Pieczonka T., Marcu Puscas T., Molinari A. Activated sintering of P/M duplex stainless steel powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 157–158, pp. 712–717. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.140

24. Simchi A., Rota A., Imgrund P. An investigation on the sintering behavior of 316L and 17-4PH stainless steel powders for graded composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 424, pp. 282–289. doi: 10.1016/j.msea.2006.03.032

25. Raichenko A.I. *Osnovy protsessy spevaniya poroshkov propuskaniem elektricheskogo toka* [Fundamentals of the powders sintering by passing an electric current]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 128 p.

26. Omori M. Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS). *Materials Science & Engineering: A*, 2000, vol. 287, pp. 183–188. doi: 10.1016/S0921-5093(00)00773-5

#### Acknowledgements

The author expresses sincere appreciation to Associate Professor A.S. Ivashutenko for help with sintering experiment.

#### Funding

The work was performed under the strategic development program of Novosibirsk State Technical University (project C-14).

#### Article history

Received 1 July 2016

Revised 18 July 2016

Accepted 15 August 2016