

ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ CHEMICAL TECHNOLOGIES, MATERIALS SCIENCES, METALLURGY



УДК 621. 762. 1

<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101>

Научная статья



Влияние содержания углерода на формирование контактной межчастичной поверхности при горячей допрессовке

М.С. Егоров , Р.В. Егорова , М.В. Ковтун

Донской государственный технический университет, Российская Федерация, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1

✉ aquavdonsk@mail.ru

Аннотация

Введение. Технология получения горячедеформированной порошковой стали является одной из самых энергозатратных в порошковой металлургии, которая включает в себя большое количество операций. Изучение влияния технологических режимов на конечные свойства детали является актуальной задачей. Разработанная научным коллективом под руководством Ю.Г. Дорофеева в конце XX века технология изготовления горячедеформированных порошковых сталей на сегодняшний день является одной из главных в производстве высокоплотных изделий. Однако применение новых материалов, улучшающих механические свойства изделий, требует современного подхода к анализу качества межчастичного сращивания порошковых частиц. Установлено влияние на процесс формирования качественного межчастичного сращивания следующих технологических факторов: плотности заготовки, гранулометрического состава исходной шихты, температуры и времени выдержки заготовки при нагреве, соотношения ее размеров, скорости деформации. Целью данного исследования является анализ влияния графитсодержащего компонента на механические свойства горячедеформированных порошковых сплавов за счет формирования качественного межчастичного сращивания.

Материалы и методы. В работе использовались отечественные и зарубежные порошки производства ПАО «Северсталь» и шведской фирмы Höganaäs с добавлением углерода ГК-1 (ГОСТ 4404-78). Горячая штамповка осуществлялась на кривошипном прессе модели K2232 с максимальным усилием 1600 кН. Температура нагрева заготовок варьировалась в пределах 800–1200 С.

Результаты исследования. В результате проведенных экспериментов было установлено влияние продолжительности спекания на механические свойства материалов. Причиной изменения механических свойств являются локальные включения графита, которые не успели гомогенизироваться в результате длительного спекания. Разработаны технологические режимы горячей штамповки для сталей, влияющие на сохранение или разрушение предварительно сформированной контактной межчастичной поверхности.

Обсуждение и заключения. Исследования показали, что дополнительная горячая пластическая деформация способствует формированию внутрикристаллитного сращивания на всей контактной поверхности. Добавление в шихту графита способствует улучшению сращивания для легированного железного порошка и практически не сказывается при использовании легированного и нелегированного железного порошка.

Ключевые слова: горячая штамповка, сращивание, пластическая деформация, микроструктура поверхности

Благодарности. Авторы выражают благодарность инженерам кафедры «Материаловедение и технологии металлов» Ю.П. Пустовойту, В.И. Поповку за подготовку образцов и настройку измерительного оборудования, а также научному консультанту, доктору технических наук, профессору Жанне Владимировне Еремеевой за помощь в выборе методик проведения экспериментов.

Для цитирования. Егоров М.С., Егорова Р.В., Ковтун М.В. Влияние содержания углерода на формирование контактной межчастичной поверхности при горячей допрессовке. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2023;7(2): 90–101. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101>

Original article

Influence of Carbon Content on the Formation of a Contact Interparticle Surface during Hot Post-Pressing

Maksim S Egorov , Rimma V Egorova , Mark V Kovtun

Don State Technical University, 1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, Russian Federation

Abstract

Introduction. The technology for producing hot-formed powder steel is one of the most energy-intensive in powder metallurgy, which includes a large number of operations. The study of the influence of technological modes on the final properties of the part is an urgent task. Developed by the scientific team under the leadership of Yu.G. Dorofeev at the end of the XX century, the technology of manufacturing hot-formed powder steels is currently one of the main ones in the production of high-density products. However, the use of new materials that improve the mechanical properties of products requires a modern approach to analyzing the quality of interparticle splicing of powder particles. The influence of the following technological factors on the formation of qualitative interparticle splicing was established: the blank density, the granulometric composition of the initial charge, the temperature and holding time of the blank during heating, the ratio of its dimensions, the deformation rate. The study objective is to analyze the effect of a graphite-containing component on the mechanical properties of hot-formed powder alloys due to the formation of high-quality interparticle splicing.

Materials and Methods. The work used domestic and foreign powders produced by PAO Severstal and the Swedish company Höganas with the addition of carbon GC-1 (GOST 4404-78). Hot stamping was carried out on a crank press of the K2232 model with a maximum force of 1600 kN. The heating temperature of the workpieces varied between 800-1200 °C.

Results. As a result of the experiments, the influence of the sintering duration on the mechanical properties of materials was established. The reason for the change in mechanical properties are local inclusions of graphite, which did not have time to homogenize as a result of prolonged sintering. Technological modes of hot stamping for steels have been developed that affect the preservation or destruction of the pre-formed contact interparticle surface.

Discussion and Conclusion. The studies have shown that additional hot plastic deformation contributes to the formation of intracrystalline fusion on the entire contact surface. The addition of graphite to the charge improves splicing for alloyed iron powder and practically does not affect the use of alloyed and unalloyed iron powder.

Keywords: hot stamping, splicing, plastic deformation, surface microstructure

Acknowledgements. The authors express their gratitude to the engineers of the Materials Science and Technology of Metals Department, Yu.P. Pustovoi, V.I. Popovko for preparing samples and setting up measuring equipment, as well as to the academic adviser, Dr. Sci. (Eng.), Professor Zhanna Vladimirovna Ereemeeva for help in choosing methods of conducting experiments.

For citation. Egorov MS, Egorova RV, Kovtun MV. Influence of Carbon Content on the Formation of a Contact Interparticle Surface during Hot Post-Pressing. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2023;7(2):90–101. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101>

Введение. Особенностью формирования порошковых пористых заготовок является структурообразование в процессе их обработки, имеющее принципиальное отличие от соответствующей обработки материалов монолитов. Особенности технологических процессов структурообразования в порошковой металлургии обусловлены интенсивным термомеханическим воздействием на обрабатываемую порошковую сталь. Большое количество процессов формования и структурообразования материала в условиях кратковременного термомеханического воздействия приводит к синтезу научных подходов горячего деформирования в порошковой металлургии, материаловедении, сварки давлением, обработки металлов давлением, теории прочности, пластичности [1–3].

Основной задачей авторов статьи является исследование технологических режимов горячей деформации изделий с различным содержанием углерода, а также исследование микроструктуры в различных зонах деформируемых изделий.

Материалы и методы. Формирование контактной поверхности порошкового материала на стадии горячей штамповки рассматривается с позиции ее начального состояния, которое изменяется в процессе уплотнения, т. е. последовательного приращения контактной поверхности.

В работе использовались железные порошки производства фирмы Höganäs (Швеция) и ПАО «Северсталь» (Россия) [2, 4] (таблица 1).

Таблица 1

Виды и характеристики используемых порошков

Марка порошка	Страна-изготовитель	Способ получения порошка
ПЖРВ2.200.26 ТУ 14-1-5365-98	РФ, ПАО «Северсталь»	Распыление сплава потоком сжатого воздуха, восстановительный отжиг
ПЛ-Н4Д2М ТУ 14 -5402 2002	РФ, ПАО «Северсталь»	Отжиг диффузионно-восстановительный распыленного порошка
ABC100.30	Швеция, фирма Höganäs	Распыление железного расплава
Astaloy 85Mo	Швеция, фирма Höganäs	Распыление водой легированного расплава, содержащего 0,85 % Mo
Distaloy HP-1	Швеция, фирма Höganäs	Двойное диффузионное легирование порошка Astaloy 85Mo:1,5 % Mo+4 % Ni,2 % Cu

Данные об общем химическом составе представлены в таблице 2.

Таблица 2

Химический состав исследуемых порошков

Марка порошка	Содержание элементов, массовая доля, %								
	C	O	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	S	P
ПЖРВ2.200.26	0,02	0,25				0,15	0,05	0,015	0,02
ПЛ-Н4Д2М	0,02	0,25	0,4-0,5	3,6-4,4	1,3-1,7	0,15	0,05	0,02	0,02
ABC100.30	0,001	0,04	–	–	–	0,06	0,007	0,01	0,004
Astaloy 85Mo	<0,01	0,07	0,85	–	–	0,06	0,008	0,02	0,005

Основным легирующим элементом в исследуемом материале является углерод, вводившийся в шихту в виде графита карандашного ГК-1 (ГОСТ 4404-78). Химический состав приведен в таблице 3.

Таблица 3

Химический и гранулометрический состав порошка графита

Наименование показателей	Порошок
	ГК-1
Содержание влаги, масс., %	2,0
Зольность, масс., %	5,0
Содержание серы, масс., %	1,0
Гранулометрический состав, мкм	+100-300

На формирование межчастичной поверхности срачивания оказывают влияние включения второй фазы, в частности, не растворившиеся в аустените частицы графита [2, 4, 5]. На основе результатов химического анализа материала формируется понимание процесса растворения углерода в образце, позволяющее полагать, что полное растворение углерода происходит не более 60 минут. Данные механических свойств, представленные в таблице 4, свидетельствуют о том, что для образцов с содержанием 0,5 % C (массовая доля) это время является недостаточным, так как не обеспечивает их высокий уровень.

Таблица 4

Зависимость механических свойств горячедеформируемых сплавов от продолжительности спекания

Металлическая основа шихты	Продолжительность спекания при 1000° С, час.	Механические свойства после доуплотнения		
		σ_b , МПа	Ψ , %	KCU, МДж/м ²
Astaloy 85Mo+0,5% C	0,5	610	0	0
	1,0	640	0	0
	1,5	690	35	0,38
ABC100.30+0,5%С	0,5	350	0	0
	1,0	370	0	0
	1,5	450	45	0,7

Данные, представленные в таблице 4, показывают, что наиболее чувствительны к степени гомогенизации сплавов следующие показатели: пластичность материала и сопротивление ударной вязкости.

Формирование достаточно высоких механических свойств рассматриваемых материалов при добавлении углерода происходит при выборе правильных режимов спекания. От этого зависит полная гомогенизация углерода в железной матрице основы. Для объяснения этой зависимости было проведено исследование изломов заготовок методом Оже-электронной спектроскопии на спектрометре модели РНЖ-680 фирмы Physical Electronics [2, 5, 6]. На рис. 1 представлена фрактограмма поверхности образца, спеченного в течение 60 минут. Внимание заслуживает область этой поверхности, обозначенная точкой 8.

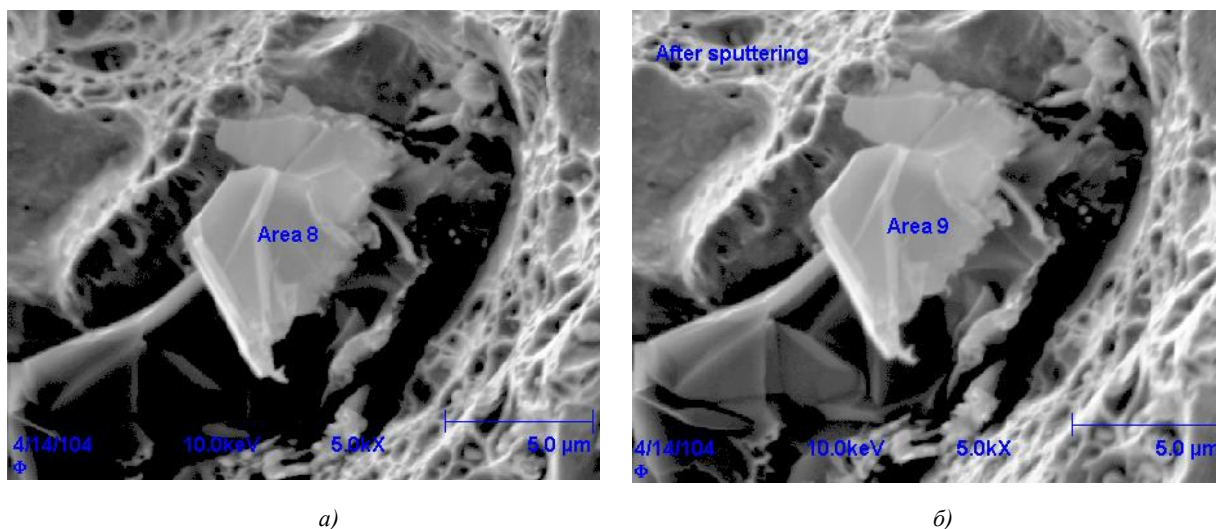


Рис.1. Включение на поверхности разрушения заготовки. Спекание при 1000 °С в течение 1 ч.:
а — до аргонного травления; б — после аргонного травления

Результаты аргонного травления образца в точке 8 показали, что данный морфологический структурный элемент является областью с неравновесным содержанием углерода (рис. 2).

Содержание углерода составляет порядка ~40 ат % при травлении в глубину поверхности 100 нм. Следовательно, рассматриваемый участок характеризует собой трехмерное включение, образовавшееся в результате диффузии во время спекания ионов железа в бывшую частицу графита. Судя по результатам Оже-электронной спектроскопии, ее химический состав соответствует формуле неравновесного карбида $Fe_{0,9}C$. Более ровная поверхность излома рассматриваемой зоны говорит о том, что разрушение образца происходило по механизму скола, свойственному хрупкому разрушению [1, 7, 8]. Структура, в которой находится такой элемент, влечет за собой пониженные механические свойства рассматриваемых сплавов.

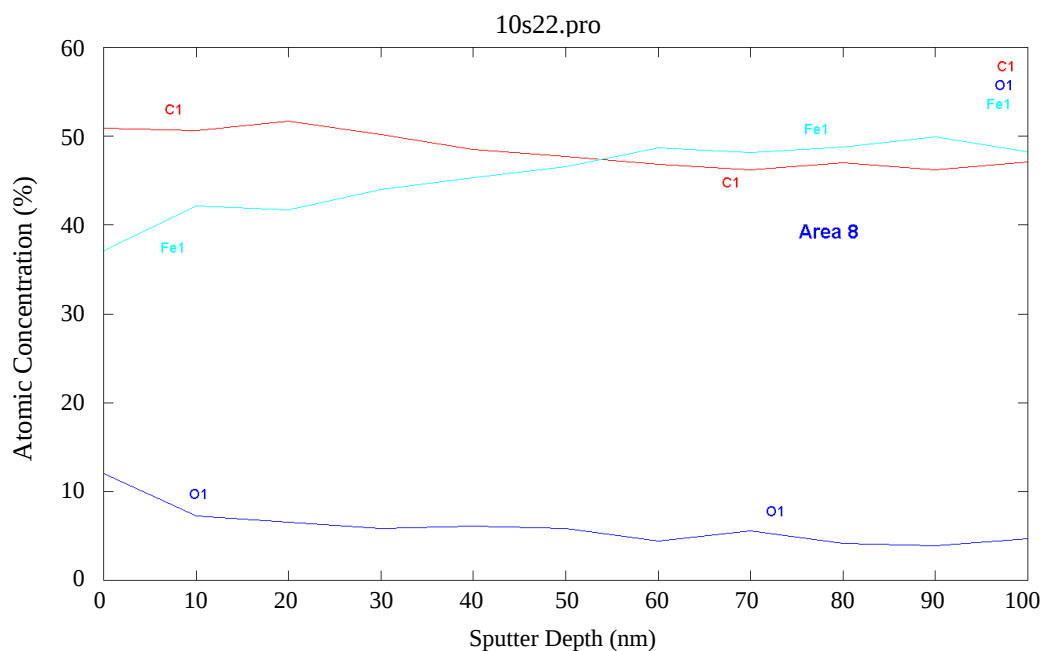


Рис. 2 Зависимость распределения элементов в точке 8 от глубины травления

Результаты исследования. Были проведены исследования зависимости механических свойств горячедеформированных сталей от содержания в шихте углерода. Предварительно образцы спекались при температуре 1000 °С в течение 1,5 час. Далее проводилась операция допрессовки до значений пористости, близкой к нулю, при температуре 1050 °С. Данный режим спекания обеспечивает полное растворение углерода в железной основе стали. Значения предела прочности, относительного удлинения и твердости по Виккерсу горячедеформированных сталей при различном содержании углерода показаны на рис. 3.

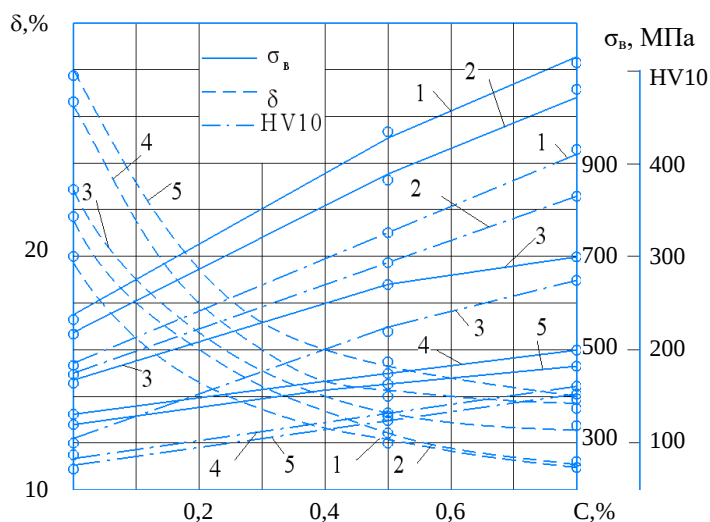


Рис. 3. Влияние содержания углерода на механические свойства горячедеформированных сталей на основе порошков: 1 — Distaloy HP-1; 2 — H4D2M; 3 — Astaloy 85Mo; 4 — ПЖР2.200.26; 5 — ABC100.30

Характер представленных зависимостей согласуется с теоретическими положениями классического и порошкового материаловедения [2, 9, 6], что подтверждается результатами микроструктурного анализа (рис. 4). С повышением содержания углерода в составе стали уменьшается количество ферритной составляющей и повышается количество феррито-цементитной эвтектоидной смеси. При содержании углерода 0,8 % С структура стали состоит из мелкодисперсного троостита.

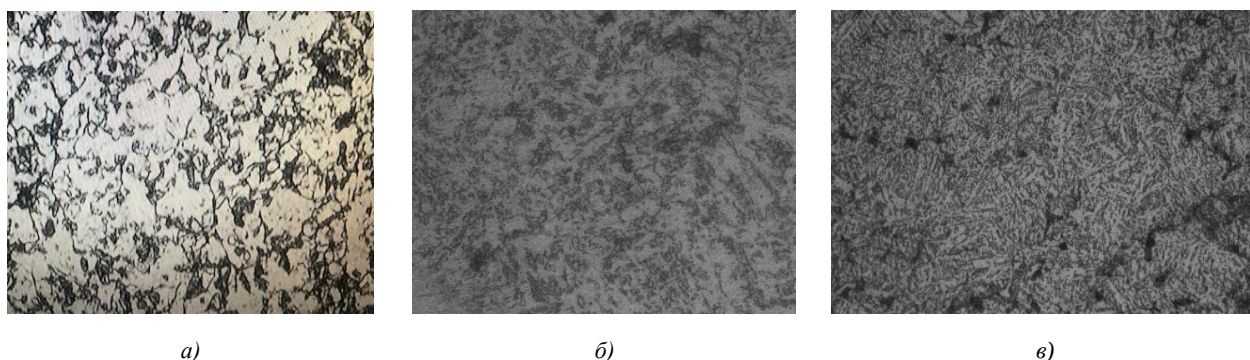


Рис. 4. Микроструктура порошковой горячедеформированной стали на основе порошка ПЖРВ2.200.26 с различным содержанием углерода, х250: а — 0,2 % С; б — 0,5 % С; в — 0,8 % С

На микрошлифах отсутствуют поры, этот факт свидетельствует о практически беспористом состоянии материала.

Влияние углерода на развитие контактной поверхности рассмотрим на зависимости механических свойств порошковой стали от исходной пористости (рис. 5). Испытанные стали с содержанием углерода 0,5 % (мас.) были получены горячей допрессовкой при 1050 °С.

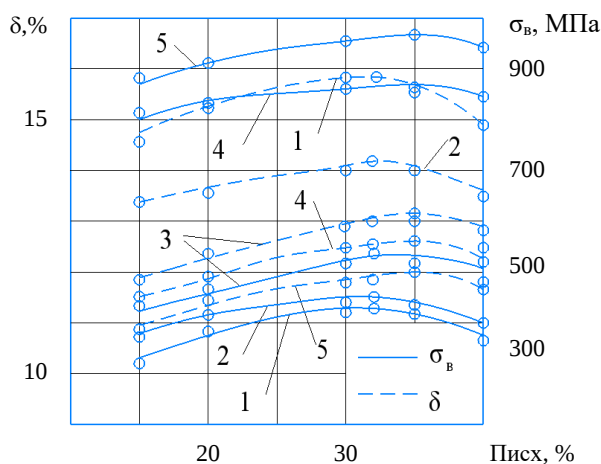


Рис. 5. Зависимость механических свойств горячедеформированных сталей от исходной пористости: 1 — ABC100.30; 2 — ПЖР2.200.26; 3 — Astaloy 85Mo; 4 — H4D2M; 5 — Distaloy HP-1

Сопоставив данные, представленные на рис. 4 и 5, можно отметить идентичный характер зависимости как прочностных, так и пластических свойств от исходной пористости. Для сталей на основе порошков ПЖР2.200.26 и ABC100.30 экстремум свойств наблюдается при исходной пористости заготовки 30 %. У сталей на основе порошков Astaloy 85Mo, H4D2M и Distaloy HP-1 экстремум свойств смещается в сторону увеличения значения исходной пористости. Это обстоятельство может быть истолковано как повышение качества межчастичного взаимодействия, что находит свое отражение в положении линии, разграничивающей области технологических режимов, отличающиеся частичным или полным разрушением или сохранением и развитием предварительно сформированной контактной поверхности на стадии горячей допрессовки (рис. 6) [10–12].

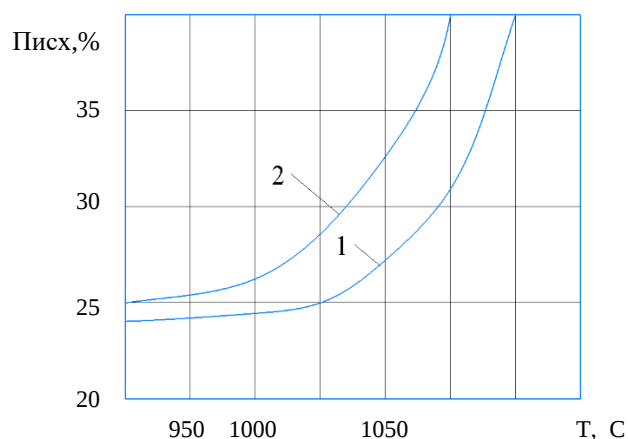


Рис. 6. Области технологических режимов горячей штамповки, влияющих на сохранение или разрушение предварительно сформированной контактной межчастичной поверхности для сталей:

1 — ПЖР2.200.26+0,5 % C; ABC100.30+0,5 % C; 2 — Astaloy 85Mo+0,5 % C; H4D2M+0,5 % C; Distaloy HP-1+0,5 % C
Сопоставление результатов, представленных на рис. 5 и 6, приведено в таблице 5.

Таблица 5

Определение областей технологических режимов горячей допрессовки для порошковых сталей

Исходный порошок	Содержание углерода, %	Маркировка линии разграничения
ПЖР2.200.26; ABC100.30; Astaloy 85Mo; H4D2M; Distaloy HP-1	0	Линия 1
ПЖР2.200.26+0,5 % C; ABC100.30+0,5 % C; 2 — Astaloy 85Mo+0,5 % C; H4D2M+0,5 % C; Distaloy HP-1+0,5 % C	0,5	Линия 1
Astaloy 85Mo; H4D2M; Distaloy HP-1	0,5	Линия 2

Добавление в шихту порошка углерода практически не влияет на назначение оптимальных режимов горячей допрессовки для материалов на основе нелегированных железных порошков. В случае легирования железных порошков молибденом, медью, никелем при введении в шихту графита и предварительного спекания до полной гомогенизации аустенита рекомендуемое значение исходной пористости смещается в сторону больших значений.

Оценить качество межчастичного сращивания горячедеформированных сталей можно по значению модуля Юнга. За критерий принимается значение модуля Юнга дополнительно прокованных до беспористого состояния образцов исследуемых сталей (таблица 6) [2, 5, 13].

Таблица 6

Параметры порошковых сталей в беспористом состоянии

Материал		Плотность в беспористом состоянии, г/см ³	Модуль Юнга, ГПа
Металлическая основа	Содержание углерода, %		
ПЖРВ2.200.26	0,5	7,79	201
ABC100.30		7,79	201
Astaloy 85Mo		7,83	206
H4D2M		7,81	203
Distaloy HP-1		7,85	208

Рассмотрим зависимость параметров горячедеформированных сталей с содержанием углерода 0,5 % от температуры режимов горячей допрессовки и удельной работы уплотнения (W). В качестве параметров сталей используем значения плотности (ρ), модуля Юнга (E) и относительной контактной поверхности с внутрикристаллитным сращиванием ($\alpha_{\text{ВКС}}$) (таблица 7).

Таблица 7

Параметры горячедеформированных сталей от режимов горячей допрессовки

Материал	T, °C	W, МДж/м ³	ρ, г/см ³	E, ГПа	α _{ВКС}
ПЖРВ2.200.26	950	60	6,5	112	0,56
		100	7,3	189	0,94
		120	7,5	193	0,96
		160	7,75	194	0,965
		180	7,79	195	0,97
	1050	60	7,25	181	0,9
		80	7,6	193	0,96
		100	7,75	195	0,97
		120	7,79	196	0,975
	1150	60	7,5	190	0,945
		80	7,74	196	0,975
		100	7,79	197	0,98
ABC100.30	950	60	6,6	166	0,82
		100	7,35	184	0,92
		120	7,55	189	0,94
		160	7,79	195	0,97
	1050	60	7,4	187	0,93
		80	7,68	194	0,965
		100	7,79	197	0,98
	1150	60	7,63	194	0,965
		80	7,79	198	0,985
Astaloy 85Mo	950	60	6,57	168	0,81
		100	7,49	191,2	0,92
		120	7,57	193,4	0,94
		160	7,81	199	0,96
		170	7,83	200	0,97
	1050	60	7,42	190,5	0,92
		80	7,69	197,5	0,96
		100	7,83	201	0,975
	1150	60	7,65	197	0,96
		80	7,83	202	0,98
H4Д2М	950	60	6,53	165	0,81
		100	7,32	187	0,92
		120	7,52	190	0,93
		160	7,77	197	0,97
		180	7,81	198	0,98
	1050	60	7,28	185	0,91
		80	7,62	194	0,95
		100	7,77	198	0,97
		120	7,81	199	0,98
	1150	60	7,53	193	0,95
		80	7,76	199	0,98
		100	7,81	200	0,985
Distaloy HP-1	950	60	6,67	172	0,82
		100	7,4	190	0,91
		120	7,59	195	0,94
		160	7,85	202	0,97
	1050	60	7,47	193	0,93
		80	7,73	200	0,96
		100	7,85	203	0,975
	1150	60	7,69	200	0,96
		80	7,85	204	0,98

Экспериментальные результаты, представленные в таблице 7, показывают, что во всем температурном диапазоне исследования достигается значение плотности материала, соответствующее его беспористому состоянию (таблица 8).

Таблица 8

Удельная работа уплотнения (МДж/м³) для достижения беспористого состояния

Т, °С	Железная основа порошковой стали с содержанием 0,5 % С				
	ПЖРВ 2.200.26	ABC100.30	Astaloy 85Mo	H4Д2М	Distaloy HP-1
950	180	160	170	180	160
1050	120	100	100	120	100
1150	100	80	80	100	80

Обсуждение и заключения. Несмотря на достижение беспористого состояния значения модуля Юнга показывают, что имеются возможности для повышения функциональных свойств материалов, то есть при горячей допрессовке не достигается формирование внутрикristаллитного сращивания на всей контактной поверхности. На рис. 7 представлена фрактограмма разрушенного образца горячедеформированной стали на основе порошка ПЖРВ2.200.26 с плотностью 7,81 г/см³. Излом характерен для вязкого разрушения стали. Видны гребни и впадины ямочного рельефа, являющиеся следствием интенсивной пластической деформации в очаге распространения трещины. При преобладании на фрактограмме ямочного рельефа наблюдаются участки с плоским рельефом, характерным для интеркристаллитного или транскристаллитного разрушения. Наличие таких зон на изломе стали свидетельствует о незавершенности межчастичного сращивания. Участки интеркристаллитного скола непосредственно указывают на отсутствие трансформации межчастичной поверхности сращивания в большеугловую межзеренную поверхность. В случае идентификации плоских зон излома как следствие развития трещины по механизму транскристаллитного разрушения можно полагать о наследственном характере структуры в зоне разрушения.

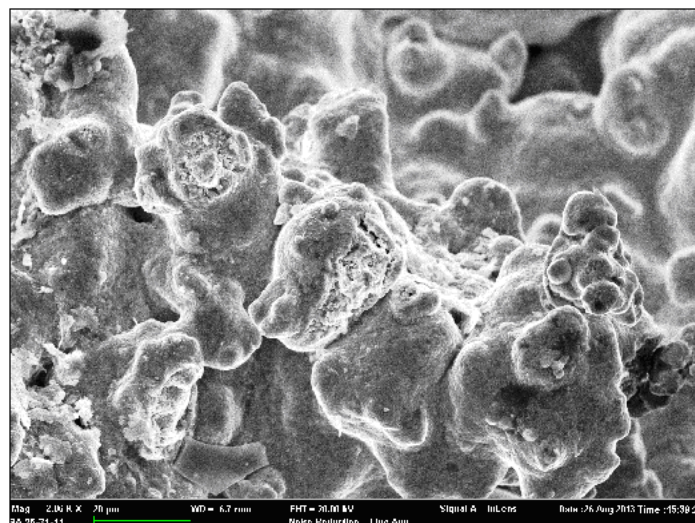


Рис.7. Поверхность разрушения порошковой стали

Отрыв межчастичной поверхности сращивания от субмикронор, сегрегационной атмосферы, дисперсных включений другой фазы приводит к сохранению данных морфологических элементов структуры в зоне бывшей межчастичной контактной поверхности, являющихся факторами, способствующими зарождению зародыша трещины и ее распространению.

Применительно к исследуемым сталям с содержанием 0,5 % С используем технологический прием, предложенный в [14, 15], заключающийся в дополнительной горячей пластической деформации с определением критической степени деформации. Рассмотрим результаты дополнительной пластической деформации порошкового материала на основе порошков ПЖРВ2.200.26 и H4Д2М, проведенной при температуре 1050 °С (рис. 8). В качестве критерия формирования внутрикristаллитного сращивания используется модуль Юнга.

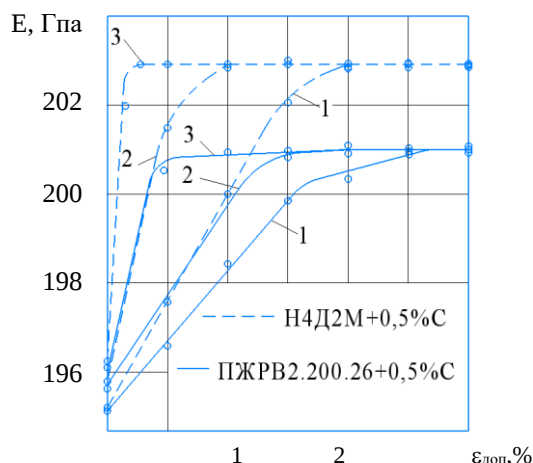


Рис. 8. Зависимость модуля Юнга от степени дополнительной пластической деформации порошковых сталей, сформированных при температуре горячей допрессовки: 1 — 950 °С, 2 — 1050 °С, 3 — 1150 °С

На основании проведенных исследований приведем значения критической степени дополнительной пластической деформации как функции технологических режимов горячей допрессовки (таблица 9). В числителе указаны данные для стали ПЖРВ2.200.26+0,5 %С, в знаменателе — Н4Д2М+0,5 %С.

Таблица 9

Критическая степень деформации при различных температурах горячей допрессовки

Температура, 0 С	Исходная пористость, %	Критическая степень деформации, %
950	40	2/1,5
	30	2,5/2
	20	3/2
1050	40	1,5/1
	30	1,5/1
	20	2/1,5
1150	40	0,5/0,3
	30	0,5/0,3
	20	1/0,5

На основании проведенных исследований можно заключить, что дополнительная горячая пластическая деформация способствует формированию внутрикристаллитного сращивания на всей контактной поверхности. Добавление в шихту графита способствует улучшению сращивания для легированного железного порошка и практически не сказывается при использовании нелегированного железного порошка.

Список литературы

1. Дорофеев В.Ю., Егоров С.Н. *Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов*. Москва: Металлургиздат; 2003. 152 с.
2. Егоров М.С., Егоров С.Н. *Горячедеформированные порошковые низколегированные стали*. Новочеркасск: Волгодонский институт (фил.) Южно-Российского гос. технического ун-та; 2008. 54 с.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высоко теплонгруженных деталей газотурбинных двигателей. *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение»*. 2011;SP2:13–19.
4. Егорова Р.В. Микроструктурный анализ поверхности ступенчатой формы. *Металлург*. 2009;6:65–67.
5. Григорьев А.К., Рудской А.И. *Деформация и уплотнение порошковых материалов*. Москва: Металлургия; 2002. 192 с.
6. Robert-Perron E., Blais C., Pelletier S. Tensile properties of sinter hardened powder metallurgy components machined in their green state. *Powder Metallurgy*. 2009;52(1):80–83. <https://doi.org/10.1179/174329007X205055>
7. Штерн М. Б., Картузов Е.В. Особенности возникновения и распространения ударных волн в высокопористых материалах. *Порошковая металлургия*. 2016;3:13–22.

8. Глотка А.А., Мороз А.Н. Сравнительное влияние карбидов и неметаллических включений на образование усталостных микротрещин в сталях. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019;8:61–65. <https://doi.org/10.30906/mitom.2019.8.61-65>
9. Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. и др. *Износостойкие композиционные материалы*. Екатеринбург: УрО РАН; 2005. 215 с.
10. Kondo H., Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2020;26(4):141–143. <https://doi.org/10.36547/ams.26.4.763>
11. Ramakrishnan P. *Automotive Applications of Powder Metallurgy*. Advances in Powder Metallurgy. Woodhead Publishing Series: Cambridge, UK; 2013. P. 493–519. <https://doi.org/10.1533/9780857098900.4.493>
12. Rojek J., Nosewicz S., Mazdziarz M., et al. Modeling of a Sintering Process at Various Scales. *Procedia Engineering*. 2017;177:263–270. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.210>
13. Guo J.Y., Xu C.X., Hu A.M., et al. Sintering dynamics and thermal stability of novel configurations of Ag clusters. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2012;73(11):1350–1357. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2012.06.010>
14. Еремеева Ж.В., Никитин Н.М., Коробов Н.П. и др. Исследование процессов термической обработки порошковых сталей, легированных наноразмерными добавками. *Нанотехнологии: наука и производство*. 2016;1:63–74.
15. Егоров М.С., Егорова Р.В. Пластичность композиционных материалов с определением температурных режимов горячей штамповки, исключающих появление дефектов в структуре материала. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2019;17(2):66–72.

References

1. Dorofeev VYu, Egorov SN. *Mezhchastichnoe srashchivanie pri formirovanii poroshkovykh goryachedeformirovannykh materialov*. Moscow: Metallurgizdat; 2003. 152 p. (In Russ.).
2. Egorov MS, Egorov SN. *Goryachedeformirovannye poroshkovye nizkolegированные stali*. Novocherkassk: Volgodonsk Institute (branch) of the South Russian State Technical University; 2008. 54 p. (In Russ.).
3. Kablov EN, Ospennikova OG, Bazyleva OA. Materialy dlya vysoko teplonagruzhennykh detalei gazoturbinnnykh dvigatelei. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series Mechanical Engineering*. 2011;SP2:13–19. (In Russ.).
4. Egorova RV. Microstructure analysys of surface for details of stepped form. *Metallurg*. 2009;6:65–67. (In Russ.).
5. Grigorev AK, Rudskoy AI. *Deformatsiya i uplotnenie poroshkovykh materialov*. Moscow: Metallurgiya; 2002. 192 p. (In Russ.).
6. Robert-Perron E, Blais C, Pelletier S. Tensile properties of sinter hardened powder metallurgy components machined in their green state. *Powder Metallurgy*. 2009;52(1):80–83. <https://doi.org/10.1179/174329007X205055>
7. Shtern MB, Kartuzov EV. Osobennosti vozniknoveniya i rasprostraneniya udarnykh voln v vysokoporistykh materialakh. *Powder Metallurgy*. 2016;3:13–22. (In Russ.).
8. Glotka AA, Moroz AN. Comparison of the effects of carbides and nonmetallic inclusions on formation of fatigue microcracks in steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2019;8:61–65. <https://doi.org/10.30906/mitom.2019.8.61-65> (In Russ.).
9. Gurevich YuG, Antsiferov VN, Savinykh LM, et al. *Iznosostoikie kompozitsionnye materialy*. Ekaterinburg: UrO RAN; 2005. 215 p. (In Russ.).
10. Kondo H, Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2020;26(4):141–143. <https://doi.org/10.36547/ams.26.4.763>
11. Ramakrishnan P. *Automotive Applications of Powder Metallurgy*. Advances in Powder Metallurgy. Woodhead Publishing Series: Cambridge, UK; 2013. P. 493–519. <https://doi.org/10.1533/9780857098900.4.493>
12. Rojek J, Nosewicz S, Mazdziarz M, et al. Modeling of a Sintering Process at Various Scales. *Procedia Engineering*. 2017;177:263–270. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.210>
13. Guo JY, Xu CX, Hu AM, et al. Sintering dynamics and thermal stability of novel configurations of Ag clusters. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2012;73(11):1350–1357. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2012.06.010>
14. Eremeeva ZhV, Nikitin NM, Korobov NP, et al. Issledovanie protsessov termicheskoi obrabotki poroshkovykh stalei, legirovannykh nanorazmernymi dobavkami. *Nanotekhnologii: nauka i proizvodstvo*. 2016;1:63–74. (In Russ.).
15. Egorov MS, Egorova RV. Plastichnost' kompozitsionnykh materialov s opredeleniem temperaturnykh rezhimov goryachei shtampovki, isklyuchayushchikh poyavlenie defektov v strukture materiala. *Blanking productions in mechanical engineering*. 2019;17(2):66–72. (In Russ.).

Об авторах:

Егоров Максим Сергеевич, заведующий кафедрой «Материаловедение и технология металлов» Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), кандидат технических наук, доцент, [ORCID](#), aquavdonsk@mail.ru

Егорова Римма Викторовна, доцент кафедры «Кибербезопасность» Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), кандидат технических наук, доцент, [ORCID](#), rimmaruminskaya@gmail.com

Ковтун Марк Валерьевич, начальник кафедры «Дорожные войска» Военного учебного центра Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), Mk222200@yandex.ru

Заявленный вклад соавторов:

М.С. Егоров — формирование основной концепции, цели и задачи исследования, проведение расчетов, подготовка текста, формирование выводов. Р.В. Егорова — научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов, подготовка графиков. М.В. Ковтун — формирование основной концепции, цели и задач исследования, научное руководство, подготовка текста, формирование выводов.

Поступила в редакцию 10.04.2023.

Поступила после рецензирования 18.04.2023.

Принята к публикации 21.04.2023.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.

About the Authors:

Maksim S Egorov, head of the Engineering and Computer Graphics Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, RF), Cand. Sci. (Eng.), associate professor, [ORCID](#), aquavdonsk@mail.ru

Rimma V Egorova, associate professor of the Cybersecurity Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, RF), Cand. Sci. (Eng.), associate professor, [ORCID](#), rimmaruminskaya@gmail.com

Mark V Kovtun, head of the Road Troops Department, Military Training Center, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, RF), Mk222200@yandex.ru

Claimed contributorship:

MS Egorov: formulation of the basic concept, goals and objectives of the study, calculations, preparation of the text, formulation of the conclusions. RV Egorova: academic advising, analysis of the research results, revision of the text, correction of the conclusions, preparation of graphs. MV Kovtun: formulation of the basic concept, goals and objectives of the study, academic advising, preparation of the text, formulation of the conclusions.

Received 10.04.2023.

Revised 18.04.2023.

Accepted 21.04.2023.

Conflict of interest statement

The authors do not have any conflict of interest.

All authors have read and approved the final manuscript.