

5. Довгалев, А.М. Магнитно-динамические инструменты для упрочнения наружных поверхностей вращения / А.М. Довгалев, С.А. Сухоцкий, Д.М. Свирипа, Д.М. Рыжанков // Вестник Белорусской государственной сельскохозяйственной академии. – 2009. – № 4. – С. 174–178.
6. Пат. 2047468 РФ, МКИ<sup>6</sup> В24В39/02. Инструмент для упрочняющей обработки / А.М. Довгалев (РБ). – №4906000/08. Заявлено 30.01.91; Оpubл. 10.11.95, Бюл.№31.–4с.; ил.
7. Пат. 2068769 РФ, МКИ<sup>6</sup> В24В39/02. Инструмент для отделочно-упрочняющей обработки / А.М. Довгалев (РБ). – №4733445/08. Заявлено 28.08.89; Оpubл. 10.11.96, Бюл.№31. – 4с.; ил.
8. Пат. 10188 РБ, МПК В 24В 39/00. Инструмент для отделочно-упрочняющей обработки / А.М. Довгалев, Д.М. Свирипа, Д.М. Рыжанков; заявитель и патентообладатель Бел.-Рос. ун-т. – № а20050605; заявл. 16.06.2005; опубл. 28.02.2008.
9. Пат. 11536 РБ, МПК В 24В 39/00. Инструмент для отделочно-упрочняющей обработки / А.М. Довгалев, Д.М. Рыжанков, Д.М. Свирипа; заявитель и патентообладатель Бел.-Рос. ун-т. – № а20060760; заявл. 20.07.2006; опубл. 28.02.2009.
10. Холл Дж. Современные численные методы решения обыкновенных дифференциальных уравнений / Под ред. Дж. Холл, Дж. Уатт. – Москва: Мир, 1979. – 312 с.
11. Яблонский, А.А. Курс теоретической механики. – Москва: Высшая школа. – Ч.II. Динамика, 1966. – 411 с.

Материал поступил в редакцию 16.02.10

#### DOVGALEV A.M., MAKOVETSKY I.I., SVIREPA D.M. Mathematical modeling of process magnetic-dynamic unrolling

The paper deals with the nature of the process of magnetic-dynamic rolling, when surface plastic deformation of the part to be hardened is made by means of deforming balls which periodically perceive the energy of the rotating magnetic field. There has been made the modeling of the hardening treatment process, and the differential equation system describing the kinematics of the deforming ball movement during the magnetic-dynamic rolling has been obtained. Besides, there have been determined starting and finite conditions for numerical integration and definitions of kinematic characteristics of the deforming ball in varied modes of hardening treatment and with different design parameters of a part and a tool.

УДК 621.785.5.048.7

**Алифанов А.В., Калугин Ю.К., Дремук В.А.**

## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МАТРИЦ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

**Введение.** Экономическая эффективность процессов прессования фасонных профилей во многом зависит от стойкости и стоимости формообразующих матриц.

К числу наиболее эффективных методов, которые в последнее время используются для повышения стойкости матриц, следует отнести:

1. Использование эффекта пластического формообразования;
2. Создание новых высокопрочных и теплостойких материалов и сплавов, комплекс легирующих элементов в которых и содержание углерода удовлетворяют стехиометрическому равновесию карбидов, образованных при отпуске.
3. Поверхностное упрочнение матриц путем термической и химико-термической обработки.

Известны многочисленные попытки повышения стойкости матриц путем диффузионного упрочнения: борирование, азотирование, цементация и др. Диффузионное упрочнение несколько повышает стойкость матриц, изготовленных из вышеприведенных сталей, однако возможности такой упрочняющей обработки не могут быть реализованы полностью, поскольку составы сталей разрабатывались без учета изготовления инструмента путем пластического деформирования с последующим диффузионным упрочнением, т.е. их состав в отношении такой обработки не скомпенсирован [1, 2]. Так, инструменты, изготовленные из сталей типа 3Х2В3Ф, 45Х3В3МФС, 4Х5В2ФС и других подобного класса с последующим азотированием, не показали требуемой теплостойкости и износостойкости при горячем прессовании, по-видимому, из-за преобладания в диффузионных слоях нитридов вольфрама и молибдена, температура диссоциации которых около 600° С.

С целью получения инструментов с разной прочностью сердцевины и поверхностных слоев применяют цементируемые инструментальные стали (например, патент США, кл.148-315 (С22с35/24) №3827923)[5], содержание углерода в которой составляет 0,1+0,3%.

Такие проценты содержания углерода оправданы только в отношении изготовления режущих инструментов, подвергаемых цементации. В том случае, когда имеют место высокие удельные давления (как при обработке металлов давлением), применение такой стали может привести к продавливанию диффузионного слоя и смятию рабочих поверхностей деформирующего инструмента из-за недостаточной прочной сердцевины [3, 4]. Кроме того, содержание кобальта в пределах 4÷12% в такой стали обуславливает низкую технологическую пластичность и ударную вязкость, что приводит к нарушению сплошности (растрескиванию) сложнопрофильных деформирующих инструментов в процессе их изготовления. Другим недостатком подобных сталей является отсутствие добавок таких элементов, как титан, ниобий, цирконий, образующих с углеродом и азотом в процессе диффузионного упрочнения наиболее теплостойкие и износостойкие соединения.

В связи с вышеизложенным, в настоящей работе была поставлена цель — разработать для матриц горячего прессования новые стали, состав которых был бы скомпенсирован в отношении химико-термической упрочняющей обработки. Такие стали должны легко обрабатываться и обладать высокой технологической пластичностью с целью получения из них матриц методами пластического формообразования.

**Разработка новых сталей.** В качестве базовых при разработке новых марок были выбраны стали Р6М5, 45Х3В3МФС и 4Х2В5МФ. На основании изучения явлений, протекающих при аустинизации и старении в средне- и высоколегированных сталях, природы упрочнения при отпуске в интервале температур 500÷600°С, а также сведений о влиянии легирования и характере перераспределения легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой было выработано мнение в отношении комплекса основных легирующих элементов. Кроме того, было учтено, что микролегирование редкоземельными

**Алифанов Александр Викторович, д.т.н., профессор кафедры оборудования и автоматизации производства Барановичского государственного университета.**

**Калугин Юрий Константинович, к.т.н., зав. кафедрой оборудования и автоматизации производства Барановичского государственного университета.**

**Дремук Владимир Алексеевич, к.т.н., доцент, зав. кафедрой общенаучных дисциплин Барановичского государственного университета. Беларусь, 225404, Брестская обл-ть, г. Барановичи, ул. Войкова, 21**

ми металлами является резервом повышения стойкости инструмента, т.к. содержание их в стали от 0,03% до 0,15% способствует более равномерному распределению ледебуритной эвтектики, что в деформированном состоянии дает увеличение дисперсности тугоплавких карбидов, уменьшает склонность к перегреву и затрудняет коагуляцию зерен при отпуске за счет блокировки границ.

Известно, что определение оптимального состава стали – задача трудоемкая, требующая громадного объема времени, поэтому для решения поставленной задачи использовался метод планирования экстремальных экспериментов, позволяющий резко повысить эффективность исследования и целесообразно изменять варьируемые переменные.

Сталь должна обладать способностью к максимальному упрочнению поверхности методами химико-термической обработки, в частности цементированием и азотированием.

На основании анализа литературных данных, в качестве микродобавок, способных оказывать значительное влияние на свойства поверхностных слоев после химико-термической обработки были выбраны: титан, ниобий, цирконий и алюминий.

При оптимизации химического состава стали величины переменных, представляющих концентрации легирующих элементов, задавались в определенном допустимом интервале варьирования.

При исследовании данного легирующего комплекса реализуются дробные реплики от полных факторных экспериментов типа 2<sup>3-1</sup> и 2<sup>5-2</sup>.

Все 15 марок сталей выплавляли в основной индукционной печи по общепринятой технологии с использованием стандартных шихтовых материалов и разливали в слитки массой по 30 кг. При описании процессов были использованы кодовые обозначения (001÷016). Химический состав выплавленных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сталей в весовых частях (%)

Хим.эл. Сталь (код)	Хим.эл.								
	C	Cr	W	Mo	V	Ni	Ti	Co	PuS
004	0,38	3,36	3,56	4,9	1,89	0,27	0,07	0,32	He >0,03
006	0,4	3,44	3,15	4,97	2,12	0,46	0,12	0,54	He >0,03
007	0,39	2,49	2,02	1,08	0,53	0,36	0,39	-	He >0,03
015	0,38	2,67	4,34	1,56	0,53	1,23	0,49	-	He >0,03

Выплавленные слитки подвергали 3-кратной проковке в прутки сечением 15x15 мм, которые разрезались на образцы для исследования их механических свойств.

**Исследования механических свойств новых сталей.** Методом пробных закалок были определены оптимальные температурно-временные режимы термической обработки. Выдержка при температуре закалки от 6 до 25 мин. с момента нагрева (в зависимости от величины садки). Время отпуска: для температур 560, 580 и 600°С – 1,5 часа, для температуры 640°С – 3,5 часа.

Детальное изучение структуры в связи с механическими свойствами цементированных образцов привело к необходимости подойти к разработке режимов цементации с новых позиций.

Известно, что только при строго определенной концентрации углерода в поверхностном слое (колеблющемся от 0,7% до 1,1%), возможно получение оптимальных механических характеристик у сталей. В этом отношении важным обстоятельством является технология цементации, при которой достигается оптимальная концентрация углерода. С этой целью исследовались 4 режима цементации, проводимой в печи Ц-60 при 950°С природным газом.

Результаты замера твердости цементированного слоя для каждого из исследованных режимов приведены в таблицах 2–4.

Таблица 2. Значения твердости цементированного слоя (HRC) для заданного режима

Режим цементации (в часах)		Тзак.= 1150°С; Тотп.= 560°С (1ч ×3р.)					
Собственно цементация	Выдержка без подачи карбюризатора	п л а в к и					
		001	002	003	004	006	015
20	-	60	55	63	62,5	59,62	57
15	5	62,5	58	63,5	63,5	64	63
10	10	57	57,5	63	62	59	61,5
5	15	64,5	64,5	64	64,5	64,5	64

Таблица 3. Значения твердости цементированного слоя (HRC) для заданного режима

Режим цементации (в часах)		Тзак.= 1200°С; Тотп.= 560°С (1ч ×3р.)					
Собственно цементация	Выдержка без подачи карбюризатора	п л а в к и					
		001	002	003	004	006	015
20	-	53	54,5	56,5	50	51	54
15	5	52	51	61	63	55	58
10	10	55	51	56,5	52,5	52	56,5
5	15	62	62,5	62,5	62	62,5	61

Таблица 4. Значения твердости цементированного слоя (HRC) для заданного режима

Режим цементации (в часах)		Тзак.= 1100°С; Тотп.= 560°С (1ч ×3р.)					
Собственно цементация	Выдержка без подачи карбюризатора	п л а в к и (код)					
		001	002	003	004	006	015
20	-	61,5	59	58	54,5	59	60
15	5	61	59	59	58	61	60
10	10	61,5	58,5	60	55	59	59
5	15	61,5	61,5	61,5	61	62	61

Для плавок, результаты которых оказались лучшими, были проведены испытания на технологическую пластичность и определены режимы деформирования.

Испытания проводились в лаборатории на установке УПГК-3 методом кручения.

Деформации образцов оценивалась числом оборотов одной головки образца относительно другой при закручивании ее до разрушения.

Условный относительный угол сдвига определяется по формуле (1):

$$\gamma = \frac{\pi D n}{l}, \quad (1)$$

где  $D$  – диаметр рабочей части, мм;

$l$  – длина рабочей части, мм;

$n$  – число оборотов образца при испытании.

Поскольку размеры постоянны, то угол сдвига  $\gamma$  равен числу оборотов  $n$ , принимаемому за показатель пластичности.

На рис. 1, 2 представлены результаты испытаний новых сталей плавок (005), (001), (013) и (014) на технологическую пластичность.

Из графиков (рис. 1, 2) видно, что наиболее благоприятные температурные интервалы деформации следующие: для плавок (001), (005) – 900–950°С, для (009) – 750,900°С и для (013) – 800–820°С.

Рациональные режимы позволили деформировать стали с высокой степенью деформации. После штамповки матрицы подвергали термообработке. Так как матрицы работают в условиях высоких удельных нагрузок, режим отпуска уточняли по результатам испытаний на ударную вязкость. Образцы закаливали при температуре 1170°С и подвергали двукратному отпуску при температурах 600 и 620°С в течение 2-х часов. Результаты испытаний приведены в таблице 5.

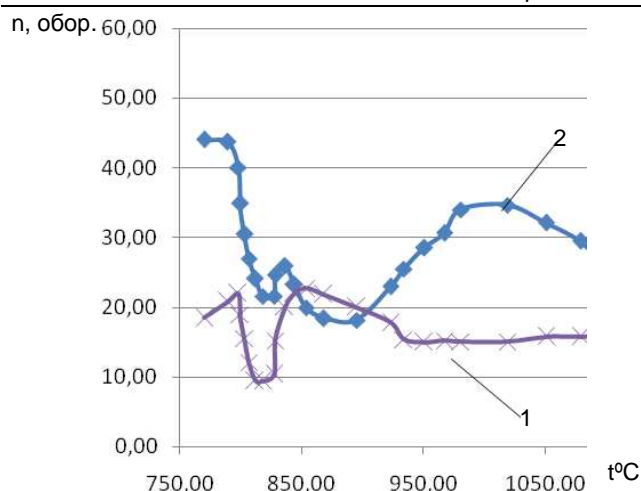


Рис. 1. Зависимость показателя технологической пластичности от температуры деформации: 1 – кривая, характеризующая плавку 013; 2 – кривая, характеризующая плавку 009

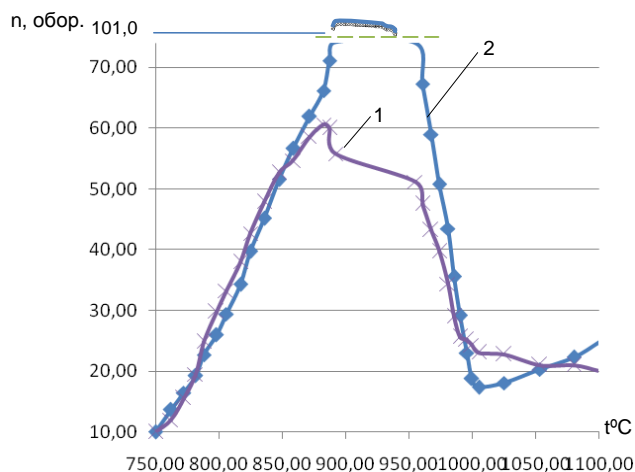


Рис. 2. Зависимость показателя технологической пластичности от температуры деформации: 1 – кривая, характеризующая плавку 001; 2 – кривая, характеризующая плавку 005

Таблица 5. Результаты испытаний сталей на прочность

Плавка	№ образца	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>	Плавка	№ образца	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>
001	1	200	013	1	260
	2	270		2	320
	3	260		3	280
	4	250		4	320
	5	240		5	300
005	1	120	014	1	400
	2	150		2	350
	3	140		3	420
	4	140		4	410
	5	180		5	370

Испытания показали, что прочность разработанных сталей удовлетворяет требованиям, предъявляемым к матрицам для горячего прессования стальных профилей.

**Результаты испытания матриц из новых сталей.** На первой стадии испытания стойкости матриц из новых сталей были выбраны две стали типа быстрорежущих с пониженным содержанием вольфрама и углерода (плавки 004 и 006) и две сложнелегированные стали (плавки 014 и 015), и для механических испытаний слитки по

30 кг подвергали отжигу, 3-х кратной проковке. Затем поковки диаметром 100 мм вторично отжидали.

Механические свойства образцов, вырезанных из поковки диаметром 100 мм, после окончательной термообработки (закалка от температуры 1160°C в масле; первый отпуск при 600° с выдержкой 2 часа; второй отпуск 560°C с выдержкой 2 часа) приведены в таблице 6.

Таблица 6. Результаты испытаний сталей на прочность

№ образца	Предел прочности на изгиб, МПа		Пластичность при 1100°C, обороты (усл.)		Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>	
	№ плавки		№ плавки		№ плавки	
	014	015	014	015	014	015
1	27,2	25,0	19	21	460	349
2	28,0	25,1	18	24	400	300
3	31,7	23,4	14	29	300	280

Механические свойства стали плавки 004 после отжига, проковки и окончательной термообработки по режиму (закалка от температуры 1170° в масле; отпуск при температуре 620°C 1,5 часа, отпуск при температуре 580°C 1,5 часа) приведены в таблице 7.

Таблица 7. Результаты испытаний сталей на прочность

№ образца	Предел прочности на изгиб, МПа	Пластичность при температуре 1100°C, обороты (усл.)
1	25,0	26
2	24,9	25
3	27,1	26
4	25,4	24

Поверхностная твердость и теплостойкость после азотирования по режиму 560°C – 12 часов, степень диссоциации аммиака 45-55%; 540° – деазотирование в течение 2 часов, приведены в таблице 8.

Таблица 8. Результаты испытаний сталей на прочность

№ образца	Предел прочности после азотирования, МПа	Твердость поверхности после отпуска при 640°C, 4 часа, HV
1	118,0–120,0	1120–1140
2	118,0–122,0	1095–1150
3	118,0–125,0	1140–1190
4	116,0–126,0	1100–1200

Механические свойства стали плавки 004 после отжига, проковки и окончательной термообработки по режиму (1. Закалка до температуры 1170°C и масло; 2. Двукратный отпуск при температурах 600°C и 560°C с выдержкой по 1,5 часа при каждой температуре) приведены в таблице 9.

Таблица 9. Результаты испытаний сталей на прочность

№ образца	Предел прочности на изгиб, МПа	Пластичность при температур 1100°C, обороты (усл.)
1	20,6	31
2	23,6	28
3	24,7	27
4	24,0	28

Поверхностная твердость, теплостойкость образцов, азотированных по режиму: 560°C – 12 часов, степень диссоциации аммиака 45–55%; 2 часа деазотирования при 540°C, приведены в таблице 10.

**Таблица 10.** Результаты испытаний сталей на прочность

№ образца	Предел прочности после азотирования, МПа	Твердость поверхности после отпуска при 640°C, 4 часа, HV
1	114,0–126,5	1100–1180
2	113,0–128,0	1080–1120
3	113,0–126,0	1060–1180
4	115,0–129,5	1105–1190

Для промышленных испытаний были выплавлены 4 стали: плавки s1, s2, s3, s4.

Химический состав стали плавки s1 отвечал химическому составу плавки 014, химические составы плавков s2, s3, s4 отвечали химическим составам плавков 004, 015, 006 соответственно.

Из указанных сталей были получены методом комбинированной штамповки матрицы для прессования сложного профиля с коэффициентом вытяжки 12. Матрицы штамповали при 1020°C и отжигали, после чего производили вскрытие гравюры матрицы и ее доводку.

**Заключение.** В результате лабораторных испытаний установлено, что диффузионное упрочнение азотированием матриц из но-

вых сталей по применяемым на предприятии режимам, позволяет повысить их стойкость в 1,5 раза, а стойкость матриц изготовленных из новых сталей и подвергнутых упрочнению азотированием, в разработанных режимах, увеличивается в два раза.

#### СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Арзамасов, Б.М. *Материаловедение: учеб. для вузов* / Б.Н. Арзамасов, В.Н. Макарова, Г.Г. Мухин [и др.]: под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 5-е изд., стер. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 648 с.
2. Лахтин, Ю.Н. *Металловедение и термическая обработка металлов: учеб. для вузов* / Ю.М. Лахтин. – 4-е изд. – М.: Металлургия, 1993. – 448 с.
3. Лахтин, Ю.М. *Материаловедение* / Ю.М. Лахтин. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
4. Мельников, В.П. *Материаловедение. Термическая и химикотермическая обработки: сб. инд. заданий* / В.П. Мельников – Брянск: БГТУ, 1996. – 11с.
5. Патент США, кл.148-315 (С22с35/24) №3827923.

*Материал поступил в редакцию 17.10.10*

#### ALIFANOV A.V., KALUGIN J.K., DREMUK V.A. Development and research of new steels for the manufacture of matrices hot pressing

The possibility of increasing resistance profile matrix of steel used in the enterprises of the Republic of Belarus, and the two new developed steels by diffusion hardening (carburizing, nitriding and boriding). It was established that the diffusion hardening increases the durability of the matrices in 1,5 times. The complex of works on the development of new steels with low content of tungsten and carbon, improved micro alloying with titanium, zirconium, aluminum and other elements that allow the diffusion hardening on the surface to obtain the working channel matrix heat resistant carbides, nitrides and borides. The rational regimes of thermo mechanical forming of new steels, methods and modes of their hardening. Established that the resistance matrix, made of steel designed with the subsequent diffusion hardening of 1,5÷2 times higher than the resistance of the matrix, produced by conventional technology.

УДК 681.7

**Онысько С.Р., Сазонов М.И., Хвусевич В.М., Чекан Н.М., Акула И.П.**

### ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫРУБНЫХ ПУАНСОНОВ ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК КАРБОНИТРИДА ЦИРКОНИЯ

**Введение.** Создание ресурсосберегающих технологий и материалов с улучшенными свойствами является одним из основных приоритетов в развитии машиностроения. Важная роль при решении этой проблемы отводится упрочняющим технологиям и, в частности, технологии нанесения тонких пленок, плазменно-вакуумными методами.

Детали машин, инструменты, элементы штамповой оснастки работают в жестких режимах, и ресурс их работы как правило невелик. Для повышения эксплуатационных свойств таких изделий традиционно используются технологии нанесения тонкопленочных покрытий на основе нитрида титана и алюминия, а также алмазоподобного углерода. Такие покрытия обладают высокой твердостью, низкой шероховатостью, малым коэффициентом трения, коррозионно- и износостойкостью [1, 2].

Однако при воздействии динамических и, в частности, ударных нагрузок, характерных для различного рода пуансонов, такие покрытия не обеспечивают высоких эксплуатационных свойств.

Как показали исследования последнего времени избежать указанных недостатков можно, используя покрытия на основе нитридов и карбидов циркония и особенно градиентных композиционных покрытий [3]. Такие покрытия обеспечивают более высокую твердость по сравнению с TiN и высокую адгезию по сравнению с углеродными покрытиями.

#### Объект исследования. Оборудование и методы упрочнения.

Для пробивки отверстий в крепежных деталях из стали 20 (рис. 1) используются цилиндрические и прямоугольные пуансоны, изготовленные из стали X12 M (рис. 2).



**Рис. 1.** Обрабатываемая деталь

*Онысько Сергей Романович, старший преподаватель кафедры сопротивления материалов и теоретической механики Брестского государственного технического университета.*

*Сазонов Михаил Иванович, профессор кафедры сопротивления материалов и теоретической механики Брестского государственного технического университета.*

*Хвусевич Виталий Михайлович, зав. кафедрой сопротивления материалов и теоретической механики Брестского государственного технического университета.*

*Беларусь, 224017, г. Брест, ул. Московская, 267.*

*Чекан Николай Михайлович, к.ф.-м.н., зам. начальника НИЦ «Плазмотег» ФТИ НАН Беларуси.*

*Акула Игорь Петрович, старший научный сотрудник НИЦ «Плазмотег» ФТИ НАН Беларуси.*

*Беларусь, 220141, г. Минск, ул. Купрэвича, 1.*