

ТРАНСФОРМАЦИЯ РАЗМЕРНОГО СОСТАВА КАРБИДОВ ПРИ ВТОРИЧНОМ ПЕРЕДЕЛЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В. И. Алимов

Доктор технических наук, профессор*
Контактный тел.: 050-640-65-40

М. В. Георгиаду

Ассистент, аспирант*
Контактный тел.: 095-064-04-37

Ю. В. Лобкова

Инженер
Испытательной лаборатории
ЗАО «Донецкий институт проблем сварочных технологий»
ул. Экономическая, 11, г. Донецк, Украина, 83004
Контактный тел.: 050-297-52-30

*Кафедра «Физическое материаловедение»
Донецкий национальный технический университет
ул. Артема, 58, г. Донецк, Украина, 83001

Вивчено вплив деформації та термообробки на карбіди швидкорізальної сталі при вторинній переробці інструменту. Встановлені зв'язки між інтенсивними діями та структурними елементами і проявом спадковості після різноманітних етапів обробки.

Ключові слова: швидкорізальна сталь, вторинна переробка, карбіди.

Изучено влияние деформации и термообработки на карбиды быстрорежущей стали при вторичном переделе инструмента. Установлены связи между интенсивными воздействиями и структурными элементами и проявление наследственности после различных этапов обработки.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, вторичный передел, карбиды.

Influence of deformation and heat treatment on carbides of a high-speed steel is studied at second reaper of the tool. Linkages between intensive influences and structural elements and display of heredity after various stages of processing are established.

Keywords: high-speed steel, second reaper, carbides.

1. Введение

Восстановление размеров изношенных изделий тепловым воздействием базируется на упразднении накопленных при эксплуатации структурных изменений, связанных как с тонкой кристаллической структурой и микроструктурой, так и с напряженным состоянием. Термическое восстановление размеров оказалось целесообразным и перспективным для изношенного быстрорежущего инструмента и точных деталей гидравлики [1–7] и оправдано с точки зрения продления суммарного срока службы подобных изделий [8–12].

Дополнительное наращивание изношенных размеров изделий может быть достигнуто при электролитическом нанесении железной основы на изношенную поверхность с последующим насыщением элементами, образующими фазы с большим удельным объемом [13].

Размерный состав, количество и характер распределения армирующих частиц в матрице сплава определяют не только его агрегатные свойства, но и свойства поверхности, непосредственно воспринимающей внешнее воздействие — износ- и коррозионную стойкость, склонность к трещинообразованию и др.; аксиоматичны представления о том, что вариации размеров карбидных частиц должны быть небольшими, а сами частицы микроскопически равномерно распределены в матрице. Однако достичь этого в быстрорежущем инструменте металлургического способа производства при устоявшейся схеме передела слитков быстрорежущей стали в поковку (прокат) и далее в инструмент не представляется возможным.

Крупные, особенно угловатые, карбиды литой стали, недостаточно раздробленные при горячей пластической деформации, слабо сфероидизируются при отжиге и остаются более крупными даже при последующем высокотемпературном нагреве под закалку.

Повторные нагревы с фазовой перекристаллизацией и горячей деформация, применяемые при вторичном переделе вышедшего из строя инструмента из-за износа и поломок [14–16], могут изменить размерный состав карбидов в силу иного исходного (перед аустенитизацией) структурного состояния.

При диагностике размерного состава карбидов имеет смысл ориентироваться на их градацию по баллам и размерам, предложенную Ю. А. Геллером [17], согласно которой карбиды балла 1 идентифицируются как очень мелкие, и имеют размер в поперечнике менее 3 мкм (при увеличении $\times 500$), балла 2 — как мелкие (3–8 мкм), балла 3 — как средние (8–15 мкм), балла 4 — как больше средних (15–25 мкм), балла 5 — как крупные (25–40 мкм), балла 6 — как очень крупные (более 40 мкм). Следует обратить внимание на то, что карбиды бала 1 могут включать и карбиды наноразмерного ряда, которые выделяются, например, во время нагрева стали с мартенситной структурой: на начальной стадии выделения их размеры составляют порядка 40–50 нм [5, 17]; более того, карбиды 2-го и даже 1-го балла [17], естественно, могут иметь и более «тонкую» градацию вплоть до 0,5 мкм и менее, что весьма значимо для карбидов в твердых сплавах и показательно в классификации структуры ведущей в мире фирмы «Sandvik Hard Materials» [5].

2. Сущность исследований

Целью настоящей работы являлось установление связи между параметрами горячей деформации, термической обработки и размерным составом карбидов при повторном переделе значительного и/или сломанного быстрорежущего инструмента.

Для вторичного передела быстрорежущего инструмента брали вышедшую из строя при эксплуатации протяжку из стали Р18 и отрезали от нее поперечные образцы высотой 8,5–10 мм и диаметром 20 мм. После этого проводили горячую деформацию прокаткой, температура нагрева составляла $1050 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, длительность нагрева и выдержки рассчитывали по известным формулам [18], охлаждение проводили на воздухе. Прокатку осуществляли на лабораторном стане ДУО-100 с нагревом в трубчатой печи Т-40.60.10/12 и степенью деформации в пределах 27–49 %.

Отжиг образцов проводили по разным режимам: 1 – циклический маятниковый отжиг без изотермической выдержки; температура нагрева составляла $850 \text{ }^\circ\text{C}$, охлаждение до $780 \text{ }^\circ\text{C}$, количество циклов – 10, после чего проводили окончательное охлаждение до комнатной температуры на воздухе; 2 – циклический маятниковый отжиг с изотермической выдержкой; температура нагрева составляла $850 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка 25 мин, далее охлаждение до $780 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка 25 мин, количество циклов – 4, охлаждение ниже $700 \text{ }^\circ\text{C}$ в печи и окончательное охлаждение на воздухе; 3 – отжиг с длительной изотермической выдержкой; нагрев до $900 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка 25 мин, охлаждение до $800 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка 3,5 часа, охлаждение в печи до $700 \text{ }^\circ\text{C}$ и далее на воздухе.

Последующую закалку проводили от различных температур нагрева с охлаждением в масле: образцы, отожженные по режимам 1, 2, закаливали от температуры нагрева $1100 \text{ }^\circ\text{C}$; образцы, отожженные по режиму 3 – от температур нагрева $850\text{--}1150 \text{ }^\circ\text{C}$ с интервалом $50 \text{ }^\circ\text{C}$.

Заключительный отпуск всех образцов проводили при температуре $580 \text{ }^\circ\text{C}$ с длительностью выдержки 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Для сравнительной оценки влияния на карбидную фазу деформирования проводили аналогичную термическую обработку образцов из недеформированной стали.

Оценку микроструктуры проводили с помощью оптического микроскопа «Neophot-21» при увеличении $\times 500$. Распределение карбидов по размерам рассчитывали по полученным микроструктурам с помощью программ UTHSCSA Image Tool-3, Statistica-5.5 и Microsoft Excel.

Исходная структура образцов, отобранных от эксплуатирувавшейся протяжки, состояла из мартенсита отпуска, карбидов и остаточного аустенита (рис. 1): ее твердость составляла 64–65 HRC. Размерная характеристика карбидной составляющей, представлена табл. 1.

В таблице приняты следующие условные обозначения: А – исходное состояние ($M_o + A_{ост} + K$); Б – состояние после горячей деформации со степенью 35–46 %; 1 – маятниковый отжиг без выдержки выше и ниже критических точек; 2 – маятниковый отжиг с изотермической выдержкой выше и ниже критических точек; 3 – изотермический отжиг с повышенной температурой аустенитизации.

Обращает внимание тот факт, что основную массу карбидов составляют карбиды с размером 1,5–4 мкм. Довольно много (6,40 %) карбидов с условным диамет-

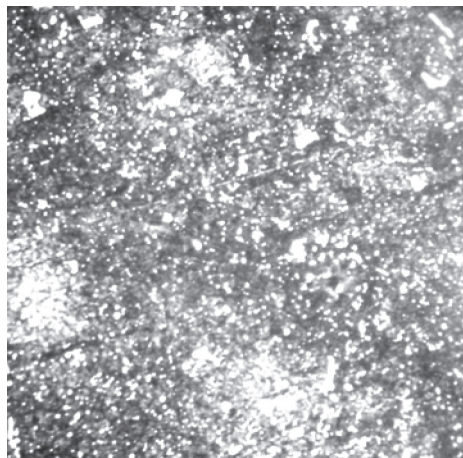


Рис. 1. Микроструктура стали Р18 в образцах из эксплуатирувавшейся протяжки (исходное состояние), $\times 500$

ром 40 мкм; 1,66 % занимают карбиды балла 6; причем встречаются карбиды с диаметром 108 мкм, их доля составляет 0,06 %.

Микроструктура образцов из стали Р18 после прокатки состоит из тросто-мартенсита и карбидов (рис. 2), твердость находится в пределах 57–60 HRC. Распределение карбидов по размерам приведено в табл. 1.

После деформации карбидов крупнее 68 мкм не обнаружено.

Таблица 1

Размерный состав карбидов в зависимости от режима отжига

Режим отжига	Размерный состав карбидов, (мкм), %					
	< 3	3–8	8–15	15–25	25–40	> 40
А	–	66	23	10	6	2
Б	–	73	20	4,56	1	0,25
А1	28	58	11	2	0,45	0,06
Б1	–	50	30	12	5	3
А2	28	57	12	3	0,63	0,15
Б2	–	58	26	10	4	2
А3	30	54	14	3	1	0,27
Б3	–	52	30	10	6	2

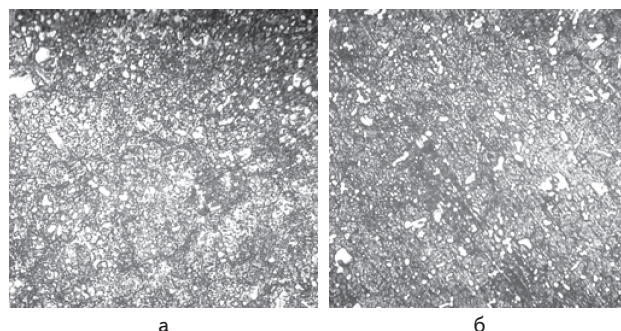


Рис. 2. Микроструктура стали Р18 после прокатки ($\times 500$), степень деформации: а – 27,2 %, б – 48,7 %

В микроструктуре предварительно деформированных образцов после проведения процесса сфероидизации по всем режимам наблюдается некоторое изменение формы

карбидов, они утрачивают угловатость, микроструктура состоит из тросто-сорбита и карбидов, твердость несколько снижается и находится в пределах 40–45 HRC (для режимов сфероидизации 1, 2) и 20–23 HRC (после режима 3) (табл. 1).

После проведения сфероидизации по режиму Б1 встречаются карбиды с размерами более 100 мкм, они занимают 0,10 % от общей доли. После проведения сфероидизации по режиму Б2 карбиды с размерами более 100 мкм занимают 0,13 % от общей доли (табл. 1).

Для образцов недеформированных твердость после сфероидизирующего отжига №№ 1, 2 – 49–55 HRC, отжига № 3 – 42–53 HRC.

В микроструктуре образцов после закалки присутствует мартенсит закалки, карбиды и остаточный аустенит. Зерно аустенита для деформированных образцов начинает расти от температуры нагрева под закалку более 1100 °С от 14 до 10 номера (по ГОСТ 5639-82), причем при увеличении температуры нагрева оно увеличивается независимо от вида режима отжига. Для недеформированных образцов зерно не растет даже после нагрева до температуры 1150 °С.

Распределение карбидов в металлической матрице представлено в табл. 2. Твердость после закалки для деформированных образцов находится в пределах 53–58 HRC, для недеформированных – 56–65 HRC. При этом с увеличением температуры нагрева под закалку твердость растет.

Таблица 2

Размерный состав карбидов после закалки в зависимости от режимов отжига

Режим отжига	Температура нагрева под закалку, °С	Размерный состав карбидов, (мкм), %					
		< 3	3–8	8–15	15–25	25–40	> 40
A1	1100	54	40	4	1	1	–
B1		20	70	9	1	–	–
A2	1100	53	40	4	1	1	1
B2		30	50	19	1	–	–
A3 B3	850	30	51	14	3	1	0,19
		57	37	4	1	0,5	0,5
	900	28	52	17	3	1	0,22
		60	36	3	0,7	0,2	0,1
	950	29	56	12	1	0,5	0,12
		72	27	0,7	0,1	0,1	–
	1000	29	54	14	2	0,5	0,13
		64	33	2	0,3	0,1	0,1
	1050	54	41	5	0,5	0,06	–
		55	40	3	1	0,1	0,1
	1100	50	43	3	2	1	1
		53	41	4	1,5	0,3	0,1
	1150	50	44	3	2	1	–
		1	60	32	5	0,1	–

Для образцов с исходной структурой после эксплуатации, обработанных по режимам Б1 и Б2, карбидов с размерами более 34 мкм не выявлено.

Аналогичная картина распределения карбидов по размерам после закалки от температур до 1100 °С (для режима Б3) наблюдается и во всех остальных случаях. Карбиды с диаметром более 20 мкм встречаются в количестве менее 1 %, с размером менее 4 мкм – 50 %, в среднем, при всех степенях деформации. При проведении сфероидизации по режиму Б3 наблюдается увеличение мелкой размерной группы карбидов (менее 4 мкм) по сравнению с остальными режимами сфероидизации.

После закалки недеформированных образцов карбидная фаза представлена довольно крупными карбидами, встречаются карбиды до 80 мкм в количестве около 0,15 %.

После закалки от температуры нагрева 1050 °С карбиды представлены размерами, в среднем, до 30 мкм при всех режимах отжига.

После отпуска, в сравнении с закаленным состоянием, картина несколько меняется. Карбиды немного увеличиваются, доля карбидов с диаметром около 2 мкм смещается в сторону увеличения до 3–4 мкм, однако мелкие карбиды составляют основную часть наблюдаемых карбидов (рис. 3). Это характерно для деформированного и недеформированного состояния.

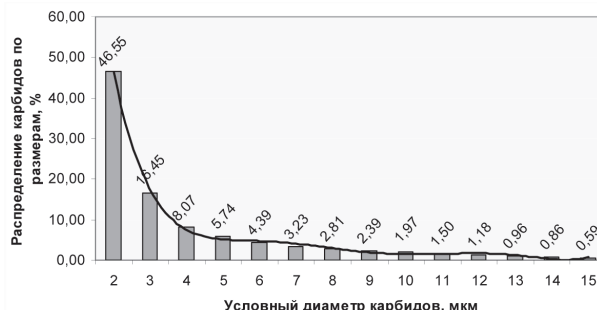


Рис. 3. Вероятностное распределение карбидов по размерам после трехкратного отпуска (степень деформации 46,3 %, режим сфероидизирующего отжига Б3, закалка от температуры 1150 °С, охлаждение в масле)

Следует отметить, что выявлены карбиды размерами от 16 до 70 мкм, однако их доля в среднем не превышает 3 % от общего числа, при этом доля карбидов балла 6 составляет менее 2 % (для двух исходных состояний).

Твердость после отпуска для деформированных образцов составляет 58–64 HRC, для недеформированных – 56–61 HRC. В микроструктуре с исходным состоянием мартенсита отпуска, остаточного аустенита и карбидов присутствует большое количество остаточного аустенита.

Таким образом, прокатка способствует уменьшению размеров карбидной фазы (доля карбидов балла 3 уменьшилась, доля карбидных включений более 32 мкм уменьшилась почти в 5 раз, карбидов крупнее 68 мкм не обнаружено).

Во всех исследованных случаях для всех режимов деформационной и термической обработок характерно степенное распределение карбидов по размерам, которое описывается полиномом шестой степени следующего вида:

$$f(d_{усл}) = a \cdot d_{усл}^0 + b \cdot d_{усл}^1 + c \cdot d_{усл}^2 + d \cdot d_{усл}^3 + e \cdot d_{усл}^4 + f \cdot d_{усл}^5 + g \cdot d_{усл}^6,$$

где $f(d_{усл})$ – частота распределения среднего условного диаметра карбидов по размерам, %; $d_{усл}$ – средний условный диаметр карбидов (диаметр Ферета [19]), мкм; $a–g$ – коэффициенты полинома, представлены в табл. 3.

Таблица 3

Вероятностное распределение карбидной фазы в зависимости от вида деформационной и термической обработок

Состояние	Вид обработки	Коэффициенты полинома при $d_{усл}$ в степени:							Величина достоверности аппроксимации, R
		a	b	c	d	e	f	g	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
А	Исходная	-32,007	44,739	-13,079	1,6467	-0,1034	0,0032	0,00005	0,8616
Б	Деформация	22,989	-52,194	37,355	-10,175	1,295	-0,0782	0,0018	0,9086
А1	Отжиг 1	-19,683	30,254	-10,845	1,881	-0,1756	0,0084	-0,0002	0,9217
Б1		36,862	-10,044	1,0546	-0,0491	0,0008	0	0	0,9984
А2	Отжиг 2	-29,812	46,713	-18,176	3,3112	-0,3154	0,0152	-0,0003	0,9625
Б2		38,090	-11,914	1,6455	-0,1216	0,0049	-0,0001	0,00000007	0,9968
А3	Отжиг 3	-17,232	25,611	-8,1643	1,2104	-0,0941	0,0037	-0,00005	0,962
Б3		44,822	-18,248	3,3458	-0,3219	0,0167	-0,0004	0,000006	0,9976
Закалка от температуры нагрева, °С:									
А1	1100	256,010	-289,550	134,470	-32,157	4,1577	-0,2759	0,0074	0,9996
Б1		378,990	-442,940	192,270	-36,389	2,5246	0	0	1
А2	1100	172,420	-166,530	67,050	-13,853	1,5361	-0,0868	0,0020	0,9991
Б2		360,780	-492,140	282,610	-85,863	14,447	-1,2722	0,0457	1
А3	850	173,920	-182,650	84,131	-20,684	2,8095	-0,1986	0,0057	1
Б3		46,883	-20,548	4,1624	-0,4515	0,0269	0,0008	0,0500	0,9967
	900	216,200	-266,630	148,290	-45,043	7,6881	0,691	0,0254	1
		51,846	-34,294	12,507	-2,5356	0,2796	-0,0156	0,0003	0,9984
	950	247,020	-267,600	111,670	-20,653	1,4114	0	0	1
		48,332	-25,120	7,3642	-1,211	0,0989	-0,0031	0	0,9992
	1000	247,180	-311,780	173,080	-51,841	8,6842	-0,7657	0,0277	1
		39,256	-13,700	2,1866	-0,181	0,0074	-0,0001	0	0,9923
	1050	191,700	-230,530	126,620	-37,827	6,3079	-0,5516	0,0197	1
		105,830	-70,515	18,987	-2,5648	0,1829	-0,0066	0,000000009	0,9908
	1100	161,010	-169,000	77,128	-18,432	2,3946	-0,160	0,0043	0,9997
		190,850	-192,740	82,671	-18,638	2,3023	-0,1473	0,0038	0,9997
1150	182,480	-168,990	62,856	-11,759	1,1663	-0,0585	0,0012	0,994	
	80,780	-28,540	2,5429	-0,0167	0	0	0	0,9701	
Отпуск (560 °С, $\tau = 1$ ч, 3 раза) после закалки от температур, °С:									
А1	1100	89,001	-72,315	26,461	-4,975	0,4964	0,025	0,0005	0,9978
Б1		120,560	-96,566	31,788	-6,588	0,569	-0,029	0,0014	0,9989
А2	1100	95,792	-71,965	24,348	-4,354	0,4219	-0,0209	0,0004	0,9982
Б2		121,120	-82,123	45,561	-5,556	0,651	-0,0123	0,0006	0,9996
А3	1050	103,250	-84,669	30,295	-5,5737	0,5473	-0,0272	0,0005	0,998
		125,120	-89,558	29,774	-6,885	0,7836	-0,031	0,00006	0,9965
	1100	90,049	-66,542	22,381	-3,9841	0,3841	-0,0189	0,0004	0,9987
		110,020	-71,001	24,456	-2,998	0,451	-0,120	0,0008	0,9997
Б3	1150	113,540	-95,443	33,702	-6,0712	0,5848	-0,0286	0,0006	0,9981
		116,020	-89,225	52,325	-8,5689	0,8965	-0,0365	0,0003	0,9968

Можно заметить, что распределение среднего условного диаметра по размерам подчиняется в общем случае экспоненциальной зависимости, т. е. карбиды постепенно уменьшаются в размерах.

Для исследованных в данной работе определений размеров частиц полученные кривые «диаметр – частота» не являются распределением Гаусса. Поскольку распределение среднего условного диаметра карбидных частиц

часто асимметричное, нормальный закон к ним неприложим. Уравнение кривой нормального распределения в применении к распределению «диаметр – частота», в общем виде для исследуемых диаметров карбидных частиц быстрорежущей стали имеет вид:

$$f(d_{усл}) = \frac{\sum n}{\sigma} \cdot \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{(d_{усл} - d_{сч})^2}{2\sigma^2}\right),$$

где $f(d_{\text{усл}})$ — частота, с которой наблюдается диаметр в вариационном ряду; n — общее число наблюдений; $d_{\text{сч}}$ — среднечисловой диаметр; $d_{\text{усл}}$ — условный диаметр карбидов; σ — стандартное отклонение, определяемое как:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum(d_{\text{усл}} - d_{\text{сч}})^2}{n}}$$

Значения $d_{\text{сч}}$ и σ являются определяющими для кривых распределения серии экспериментов. Так, исходное состояние имеет $d_{\text{сч}} = 9,32$, после проведения прокатки (степень деформации 50 %) среднечисловой диаметр уменьшается до 7,08; при сфероидизации (БЗ) составляет уже 11,85, после закалки (1150 °С) — 2,28; отпуск приводит к увеличению этой характеристики до 4,00. Медиана и мода полученных средних условных диаметров карбидов, от исходного до отпущенного состояний, приближаются по своим значениям к среднечисловому диаметру. Т. е. частотные функции распределения размеров карбидов приближаются к симметричному ряду. Из этого можно сделать вывод о том, что предложенная схема обработки способствует получению более равномерного распределения структурных составляющих в быстрорежущем инструменте.

При анализе данных табл. 3 видно, что деформация способствует увеличению мелкой размерной группы карбидов. Кроме того, после деформации меняется знак при свободном члене полинома, эта тенденция остается и после проведения всех режимов отжига. Однако после закалки свободный член полинома становится положительным, к тому же при увеличении температуры нагрева он растет. Это является индикатором увеличения размерной группы карбидов в интервале менее 2 мкм, т. е. происходит измельчения карбидной фазы. Такое распределение согласуется также с нормальным распределением среднего условного диаметра карбидов в каждом из рассмотренных случаев. При отпуске карбиды несколько укрупняются. При анализе данных таблицы следует обратить внимание на то, что коэффициенты полинома при $d_{\text{усл}}$ были вычислены с достоверностью аппроксимации 0,861 при точности измерений 10^{-3} .

Полученные в процессе исследования плоские образцы — пластины были использованы для изготовления вышедших из строя резцов с напаянными пластинами. Изготовленный инструмент вторичного производства находился в эксплуатации на производственном предприятии ОАО «Донсплав», ДП «Техноскрап», ООО «Гефест» в условиях сухого трения в течение двух месяцев. Испытания показали достаточно высокую стойкость к истиранию, разрушений и сколов рабочих поверхностей не выявлено. Инструмент вторичного производства соответствовал по уровню эксплуатационных свойств аналогичному, полученному стандартной технологией. Твердость после испытаний соответствовала начальному уровню и составляла 647–660 HV. Скорости резания соответствовали рекомендуемым (20 м/мин), стойкость составляла, в среднем, 4–6 часов. При увеличении скорости резания на 25 % стойкость снижалась до 0,3–0,5 часа, дальнейшее увеличение скорости резания (на 60 %) снижает работоспособность резцов до 3–5 минут.

Дальнейшую оптимизацию диаметра избыточных карбидов можно достигнуть, используя аналитический расчет возможности сфероидизации в матрице твердого раствора согласно зависимости Томсона-Фрейндрлиха, полученной из условия равенства химических потенциалов в смежных фазах, находящихся в состоянии термодинамического равновесия [20].

3. Выводы

1. Установлена возможность восстановления как изношенного, так и вышедшего из строя быстрорежущего инструмента путем его вторичного изготовления с учетом исходной структуры после эксплуатации.
2. Показано, что деформация способствует измельчению карбидной фазы, и это измельчение наследственно сохраняет свое влияние при всех последующих этапах термической обработки, что подтверждает установленные ранее принципы металлогенетики [21].
3. После проведения сфероидизирующего отжига размеры карбидов несколько увеличились по сравнению с состоянием после прокатки, однако диаметр их все же меньше исходного. Это действительно при всех режимах сфероидизации. С увеличением степени деформации доля карбидов балла 2 и 3 увеличивается при всех режимах сфероидизации. Следовательно, проведение горячей пластической деформации проявляется на последующей структуре.
4. После проведения закалки размерная группа карбидов сильно сместилась в сторону измельчения, произошло значительное измельчение и матрицы структуры, увеличилась доля карбидов балла 1; основную долю составили карбиды размером 2–3 мкм. Отличие двух исходных состояний заключается в том, что после деформирования количество карбидов балла 1, в среднем, в 2 раза больше, чем в образцах с исходным состоянием без деформации. С увеличением температуры нагрева под закалку карбиды растворились в металлической матрице, вследствие чего их размер уменьшился.
5. После отпуска карбиды сохранили довольно мелкие размеры, однако произошло некоторое укрупнение, связанное, возможно, с коагуляцией карбидной фазы. Доля карбидов балла 1 после отпуска уменьшается в среднем в два раза. Следовательно, степень деформации играет свою роль в измельчении карбидов и после проведения окончательной термической обработки.
6. Полученная после ряда обработок твердость позволяет обрабатывать вторично изготовленным инструментом широкий спектр неупрочненных черных и цветных материалов. Использование свойств бывшего в эксплуатации материала инструмента позволяет сохранить исходную мелкую размерную группу карбидной фазы, что влияет на дальнейшую работоспособность инструмента, изготовленного из такого вторичного материала; это и обеспечивает экономию материальных и сырьевых ресурсов.
7. Очевидна преемственность размеров карбидов при деформационно-термической обработке, что подтверждает принципы металлогенетической наследственности, сформулированные в 90-х годах прошлого столетия [21, 22].

Література

1. Алімов В. І. Відновлення інструменту зі швидкорізальної сталі [Текст] / В. І. Алімов, М. Т. Єгоров, М. В. Афанасьєва // 36. Матеріалів XI Міжнародної науково-технічної конференції. — Запоріжжя, 2008. — С. 143–145.
2. Алімов В. І. Відновлення швидкорізального інструменту [Текст] / В. І. Алімов, М. В. Георгіаду, Н. В. Жертовська // Наукові праці міжнародної наукової конференції «Іван Феденко-Чопівський: вчений і патріот»: наук. праці конференції.: 36. наук. пр. — Львів, 2009. — С. 3–4.
3. Alimov V. I. To a question of the restoration of crucial tool and details after the exploitation [Text] / V. I. Alimov, M. V. Georgiadou, L. O. Zheltobruh // Сб. Матеріалов VI Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании». — Варна, Болгария, 2010. — С. 63–66.
4. Алімов В. І. Властивості швидкорізальної сталі після відновлення зношеного інструменту [Текст] / В. І. Алімов, М. В. Георгіаду, Н. В. Жертовська // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. — 2010. — № 3(20). — С. 14–17.
5. Механизм разрушения материала режущей кромки. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.fest-98.ru/upload/3ed447142db4011a0fe52f6b9cdbc632.pdf/> Загл. с экрана.
6. Бернштейн М. Л. Отпуск стали [Текст] / М. Л. Бернштейн, Л. М. Капуткина, С. Д. Прокошкин. — М. : МИСИС, 1997. — 336 с.
7. Хараев Ю. П. Фазовый состав и тонкая структура литой стали P18 электрошлакового переплава [Текст] / Ю. П. Хараев, О. А. Власова, а. м. Гурьев и др. // Ползуновский вестник. — 2007. — № 3. — С. 157–161.
8. Спосіб відновлення робочих розмірів стрижневих виробів [Текст]. пат. 55083 Україна: МПК C23C 8/02 / Алімов В. І., Георгіаду М. В., Чувпило Г. Ф., Жовтобрюх Л. О. — Заявл. 19.04.2010, опубл. 10.12.2010. — Бюл. № 23. — 2 с.
9. А. с. № 1534074 СССР, МПК: C21D9/22. Способ восстановительной термообработки инструмента [Текст] / Алимов В. И., Оноприенко В. Г., Дорохин В. М., Котов И. И. (СССР). — Заявл. 20.06.1988; опубл. 07.01.1990. — Бюл. № 1. — 3 с.
10. А. с. 1689413 СССР, МПК: C21D 9/22. Способ восстановления перетачиваемого режущего инструмента [Текст] / Алимов В. И., Оноприенко В. Г., Котов И. И., Дорохин В. М. (СССР). — Заявл. 25.01.1990; опубл. 07.11.1991. — Бюл. № 41. — 3 с.
11. А. с. № 1730181 СССР, МПК: C21D 9/22 Способ восстановительной термообработки инструмента [Текст] / Алимов В. И., Таничев А. Г., Оноприенко В. Г., Дорохин В. М. (СССР). — Заявл. 11.05.1190; опубл. 30.04.1992. — Бюл. № 16. — 3 с.
12. Спосіб відновної обробки зношених кілець підшипників [Текст]: пат. 64385А Україна: МПК C21D 9/40 / Алімов В. І., Харісова Р. Р., Костін Є. О. заявл. 23.05.2003; опубл. 16.02.2004. — Бюл. № 2. — 3 с.
13. Алимов В. И. Структура и свойства железного слоя на стальных изделиях [Текст] / В. И. Алимов, И. А. Уманская, М. В. Георгиаду // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. — 2010. — № 12(177). — С. 308–315.
14. Спосіб відновлення інструменту зі швидкорізальної сталі [Текст]: пат. 12538 Україна: МПК C21D 9/22, В 27 В 33/00 / Алімов В. І., Оліфіренко А. В., Шевелев О. І. — заявл. 01.08.2005; опубл. 15.02.2006. — Бюл. № 2. — 3 с.
15. Спосіб відновлення поверхні інструмента зі швидкорізальної сталі [Текст]: пат. 37861 Україна: МПК C21D 9/22, C 04 В 35/26 / Алімов В. І., Георгіаду М. В., Дурягіна З. А.; заявл. 14.07.2008; опубл. 10.12.2008. — Бюл. № 23. — 3 с.
16. Спосіб обробки виробів з інструментальних сталей [Текст]: пат. 31119 Україна: МПК C 23 C 8/00, C21D 7/00 / Алімов В. І., Афанасьєва М. В., Лобкова Ю. В.; заявл. 03.12.2007; опубл. 25.03.2008. — Бюл. № 6. — 3 с.
17. Геллер Ю. А. Инструментальные стали [Текст] / Ю. А. Геллер. — М.: Металлургия, 1983. — 527 с.
18. Смольников Е. А. Термическая обработка инструментов в соляных ваннах [Текст] / Е. А. Смольников. — М. : Машиностроение, 1981. — 271 с.
19. Ламбурн Р. Лакокрасочные материалы и покрытия. Теория и практика [Текст]: пер. с англ. — СПб. : Химия, 1991. — 512 с.
20. Алимов В. И. О сфероидизации избыточных фаз в матрице твердого раствора [Текст] / В. И. Алимов, М. В. Георгиаду, Ю. В. Лобкова // ВНПК «Вісник науковця-2009». Секція «Технічні науки», 2 квітня 2009 р. — Миколаїв : НУК, 2009. — 288 с. — С. 242–245.
21. Алимов В. И. Разработка ресурсосберегающих технологий совмещенной деформационно-термической обработки для упрочнения стальных изделий с использованием проявлений наследственности и различных способов формообразования [Текст] : диссертация докт. техн. наук: 05.16.01. / В. И. Алимов. — Донецк, 1992. — 493 с.
22. Алимов В. И. Создание и использование анизотропии коррозионной устойчивости в высокоуглеродистых сплавах [Текст] / В. И. Алимов, Д. А. Баранов // Восточно-европейский журнал передовых технологий. — 2010. — № 4/1(46). — С. 62–70.