

# 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.

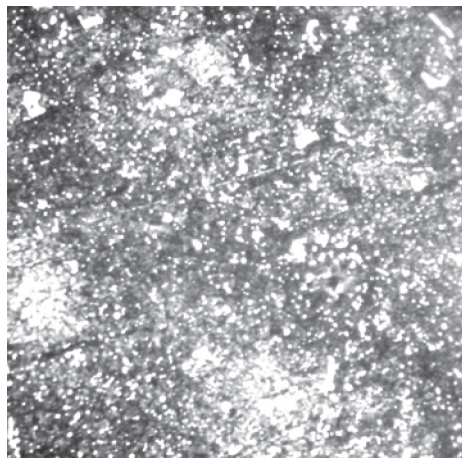
Для сравнительной оценки влияния на карбидную фазу деформирования проводили аналогичную термическую обработку образцов из недеформированной стали.

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 эксплуатировавшейся 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 %.

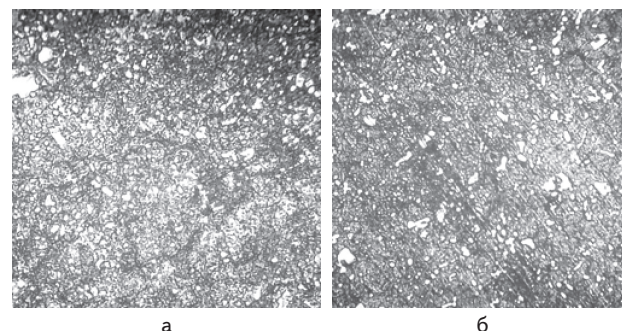
Микроструктура образцов из стали Р18 после прокатки состоит из тросто-мартенсита и карбидов (рис. 2), твердость находится в пределах 57–60 HRC. Распределение карбидов по размерам приведено в табл. 1.

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	—	—
А3 Б3	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.

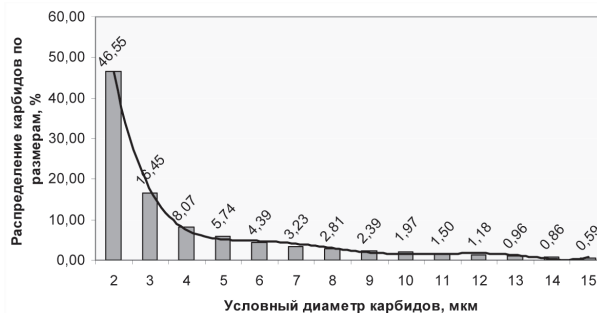


Рис. 3. Вероятностное распределение карбидов по размерам после трехкратного отпуска (степень деформации 46,3 %, режим сфероидизирующего отжига Б3, закалка от температуры 1150 °С, охлаждение в масле)

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:

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

где  $f(d_{\text{усл}})$  — частота распределения среднего условного диаметра карбидов по размерам, %;  $d_{\text{усл}}$  — 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
A	Исходная	-32,007	44,739	-13,079	1,6467	-0,1034	0,0032	0,00005	0,8616
B	Деформация	22,989	-52,194	37,355	-10,175	1,295	-0,0782	0,0018	0,9086
A1	Отжиг 1	-19,683	30,254	-10,845	1,881	-0,1756	0,0084	-0,0002	0,9217
B1		36,862	-10,044	1,0546	-0,0491	0,0008	0	0	0,9984
A2	Отжиг 2	-29,812	46,713	-18,176	3,3112	-0,3154	0,0152	-0,0003	0,9625
B2		38,090	-11,914	1,6455	-0,1216	0,0049	-0,0001	0,00000007	0,9968
A3	Отжиг 3	-17,232	25,611	-8,1643	1,2104	-0,0941	0,0037	-0,00005	0,962
B3		44,822	-18,248	3,3458	-0,3219	0,0167	-0,0004	0,000006	0,9976
Закалка от температуры нагрева, °C:									
A1	1100	256,010	-289,550	134,470	-32,157	4,1577	-0,2759	0,0074	0,9996
B1		378,990	-442,940	192,270	-36,389	2,5246	0	0	1
A2	1100	172,420	-166,530	67,050	-13,853	1,5361	-0,0868	0,0020	0,9991
B2		360,780	-492,140	282,610	-85,863	14,447	-1,2722	0,0457	1
A3	850	173,920	-182,650	84,131	-20,684	2,8095	-0,1986	0,0057	1
B3		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 °C, $\tau = 1$ ч, 3 раза) после закалки от температур, °C:									
A1	1100	89,001	-72,315	26,461	-4,975	0,4964	0,025	0,0005	0,9978
B1		120,560	-96,566	31,788	-6,588	0,569	-0,029	0,0014	0,9989
A2	1100	95,792	-71,965	24,348	-4,354	0,4219	-0,0209	0,0004	0,9982
B2		121,120	-82,123	45,561	-5,556	0,651	-0,0123	0,0006	0,9996
A3	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
B3	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;  $\sigma$  — стандартное отклонение, определяемое как:

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

Значения  $d_{\text{сч}}$  и  $\sigma$  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].

## Литература

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. Материалов 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. Георгіаду // 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 С 23 С 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. Георгіаду, 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.