

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ХОЛОДНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

**Э.Ф. Хайретдинов^{1*}, Г.И. Рааб², А.А. Набиуллин³, В.З. Бикбулатова¹,
В.Д. Ситдинов¹, Ф.Ф. Сафин¹**

¹Уфимский государственный авиационно-технический университет,

К. Маркса, 12, г. Уфа, Башкортостан, 450000, Россия

²Институт физики и перспективных материалов, Уфимский государственный авиационно-технический ун-

К. Маркса, 12, г. Уфа, Башкортостан, 450000, Россия

³ФГУ Приборостроительный завод, г. Трехгорный, Челябинская область, 456082, Россия

*e-mail: hajretdinov.ernst@mail.ru

Аннотация. Представлены условия формирования структуры в быстрорежущей инструментальной стали Р6М5 (российский стандарт) с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД). Комплексная обработка заготовок включала в себя осадку исходных заготовок, последующее кручение под высоким гидростатическим давлением (КВД) при комнатной температуре и термическую обработку. Исследовано влияние параметров термомеханической обработки на структурные особенности деформированных заготовок и карбидную однородность. Показано что, рациональные параметры обработки ИПД позволяют получить высокие эксплуатационные свойства инструментальных сталей Р6М5.

1. Введение.

На работоспособность быстрорежущих сталей после термической обработки и на уровень получаемых при этом свойств большое влияние оказывает исходная структура. В настоящее время широко используются два способа получения прутковых полуфабрикатов из этих сталей: порошковое спекание с последующей термомеханической обработкой и горячая термомеханическая обработка (ТМО), литых заготовок с последующим гомогенизирующим отжигом. Причем порошковое спекание приводит к более однородному химическому составу и структурному состоянию быстрорежущих сталей, однако трудоемкость такого способа в несколько раз превышает альтернативную технологию. Менее затратная, горячая ТМО исходно литых заготовок осуществляется горячей прокаткой, но при этом в продольном направлении наблюдается наличие грубых строк, полосчатости и сеток карбидов, которые располагаются в основном в центре прутков и естественно в заготовке, из которой изготавливается инструмент. Ориентация карбидных фаз вдоль оси деформации приводит к анизотропии объемных изменений при закалке и возрастанию уровня термических напряжений, вызванных явлением фазового наклепа. Соответственно структурная неоднородность

влияет на эксплуатационные свойства инструмента, например, теплостойкость и износостойкость. Так для таких технологических операций, как вырубка, пробивка, редуцирование, выдавливание характерно адгезионное схватывание и повышенная чувствительность к усталостному выкрашиванию инструмента из быстрорежущих сталей Р6М3, Р6М5, Р18 [1, 2, 3]. Поэтому структурная однородность является важной характеристикой инструментальных сталей.

В последние годы для повышения эксплуатационных свойств металлических материалов и их структурной однородности используют методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [4]. Есть информация о положительном влиянии данных методов на повышение однородности химического состава и ускорения, в разы, диффузионных процессов [5]. Поэтому исследования методов ИПД как инструмента повышения эксплуатационных свойств быстрорежущих сталей представляет научный интерес.

Учитывая, что на характер распределения и дисперсность карбидов оказывает влияние деформационные, температурно-временные параметры термической обработки, процессы вторичного твердения после отпуска, а также степень растворимости легирующих компонентов в твердом растворе и количество остаточного аустенита после закалки [6, 7], в работе была поставлена следующая цель: установить влияние деформационно-термической обработки на структурные особенности и свойства образцов быстрорежущей стали Р6М5, полученных методом ИПД в условиях высоких гидростатических давлений.

Для достижения цели данного исследования решались следующие задачи:

1. Исследовать влияние ИПД на строчечность по сечению исследуемого образца.
2. Изучить влияние интенсивности пластического воздействия на параметры термической обработки и структурные особенности инструментальной стали Р6М5.
3. Выбрать рациональный режим деформационно-термической обработки, обеспечивающий высокие эксплуатационные свойства.

Недостатком инструментальной стали Р6М5 в состоянии поставки в виде горячекатанных прутков, которые широко используется для изготовления штампового и холодновысадочного инструмента, является наличие строчечности вдоль оси проката (более интенсивно в центре и менее по периферии) и неравномерное распределение карбидов по сечению проката (рис. 1).

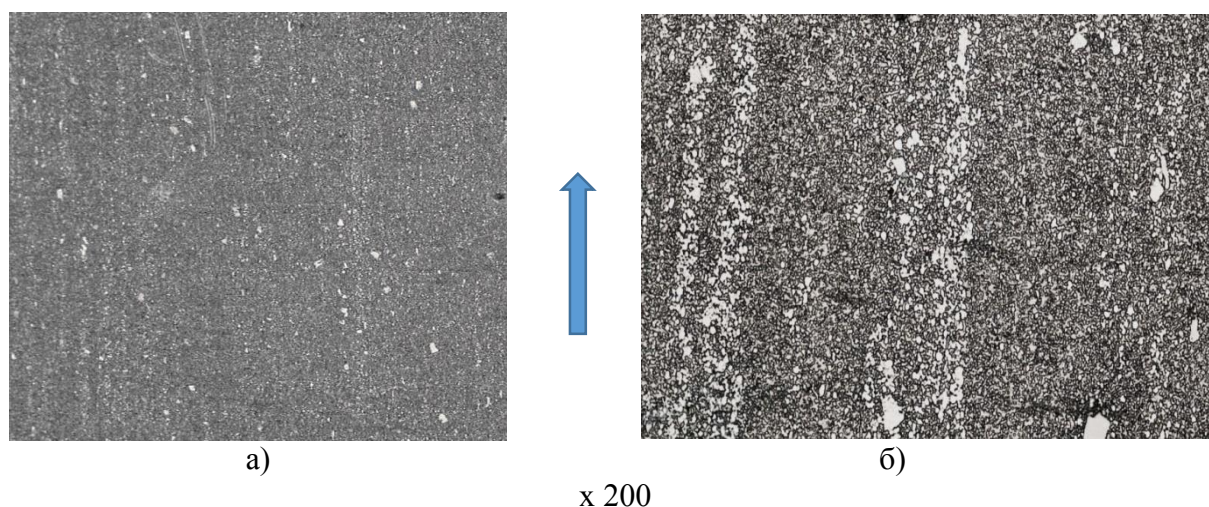


Рис. 1. Структура стали Р6М5 в состоянии поставки, продольный шлиф:

а) периферийный участок;

б) центральная часть прутка (стрелкой указано направление прокатки).

Кроме того, технологическая цепочка термической обработки инструмента из быстрорежущих сталей, включающая изотермический отжиг, высокотемпературную закалку и трехкратный отпуск с выдержкой по одному часу, характеризуется повышенными энергетическими и временными затратами.

2. Методика проведения эксперимента

Для получения образцов пластической обработкой был использован способ ИПД (интенсивной пластической деформации) совмещающий осадку исходных заготовок и последующее кручение при комнатной температуре в условиях высоких гидростатических давлений. Принципиальная схема способа представлена на рис. 2.

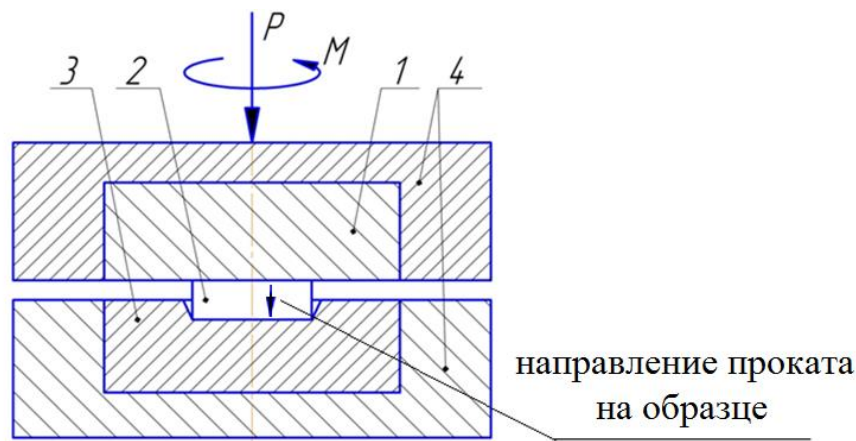


Рис. 2. Принципиальная схема способа кручения с осадкой:
1 - верхний боек; 2 - образец; 3 - нижний боек; 4 - бандажи.

Для исследования были изготовлены образцы диаметром 20 мм и толщиной 2,2 мм. Образцы подвергались осадке в холодном состоянии на 35 % и кручению на один полный оборот и осадкой на 43 % и кручению на 1,5 оборота при величине гидростатического давления 4 ГПа. Данные условия выбраны из возможности формирования очага деформации в образце в зависимости от величины скручивающего момента $M_{СК}$, который должен превышать сопротивление сил контактного трения, т.е. $M_{СК} > M_{ТР}$.

Анализ структурного состояния полученных образцов показал, что при кручении образца на один оборот полосчатость и строчечность в продольном направлении не исчезают, но остаются в значительно меньших масштабах, чем в исходном образце (рис. 3б).

При кручении в 1,5 оборота: на периферии наблюдается ориентация карбидных включений в тангенциальном направлении, вызванные сдвиговыми деформациями при вращении образца и частичное дробление крупных карбидов. В центральной зоне на расстоянии $0,1R$ также отсутствует строчечность и полосчатость, однако, размер карбидной фазы заметно не изменился.

Максимальный остаточный сдвиг в относительных величинах при кручении вычисляли по формуле:

$$\gamma_{\max} = \arctg \left(\frac{\varphi_{\max} D}{2h} \right),$$

где φ_{\max} – максимальный угол закручивания образца, рад.; D – диаметр образца; h – высота очага деформации.

При максимальном угле поворота φ_{\max} (определяли по углу поворота карбидных фаз, выступающие как реперные точки, по сравнению с исходным их положением см. рис. 4, б) составил $\gamma_{\max}=0$ (1 оборот образца) и $\gamma_{\max}=0,69$ (1,5 оборота образца), что

связано с различным уровнем момента скручивания торца заготовки, определяющего величину очага деформации. Это привело к смещению карбидных фаз во втором случае на 45° по сравнению с исходным их положением.

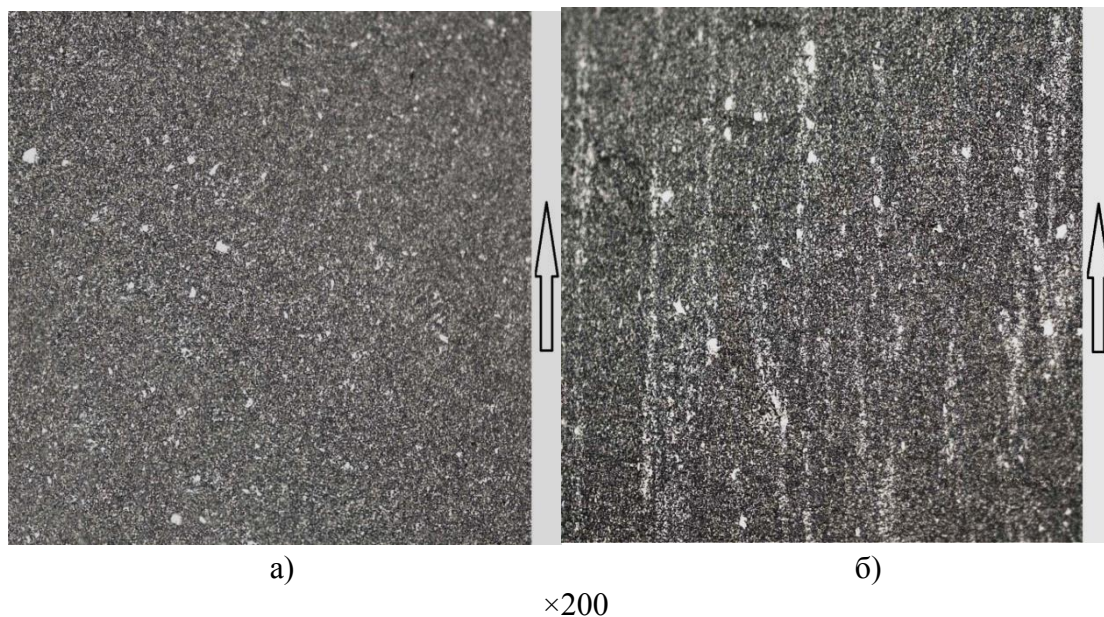


Рис. 3. Структура стали Р6М5 после осадки и кручения на один оборот, продольный шлиф (стрелкой указано направление исходного проката): а – периферия; б – центр.

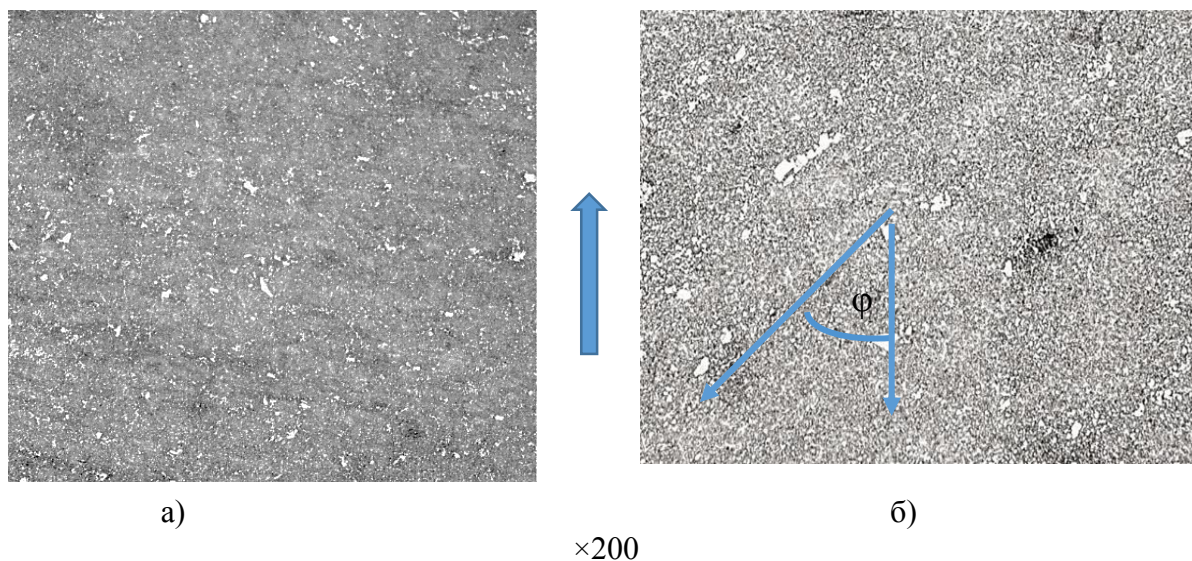


Рис. 4. Структура стали Р6М5 после кручения в 1,5 оборота, продольный шлиф: а) центральная часть прутка; б) периферийный участок (стрелкой указано направление прокатки).

Для выявления степени наклепа образцов из стали Р6М5 после осадки и кручения на степень фазовых превращений аустенита в мартенсит (это влияет на твердость инструмента) и на степень растворимости основных легирующих элементов (W, Mo, V) в процессе термической обработки – закалки, было проведено испытание на твердость. Твердость образцов замеряли на твердоме DuraMin при нагрузке 100 г, время выдержки 10 сек (на рис. 5) выполнен перевод на твердость по Роквеллу).

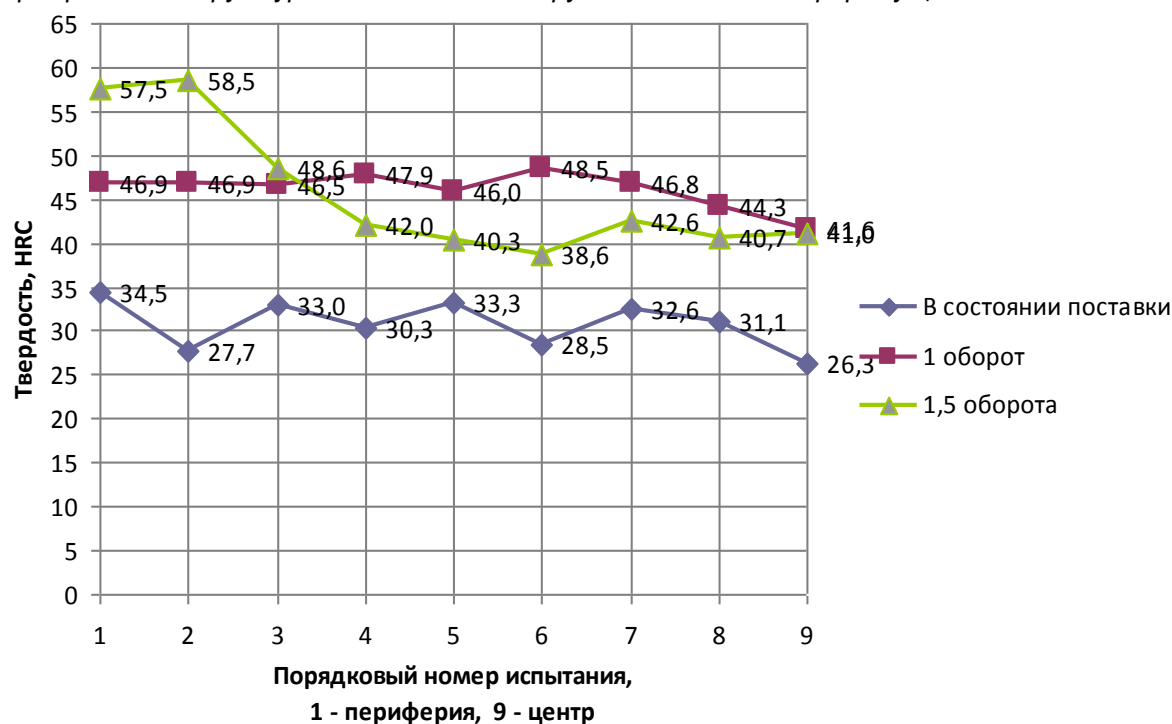


Рис. 5. График твердости образцов в состоянии поставки и после осадки с кручением.

3. Результаты

Как видно из представленных данных твердость возрастает в соответствии с характером распределения касательных напряжений по сечению образца: τ_{\max} – на периферии, τ_{\min} – в центре образца.

В этой связи, важно изучить влияние наклепа на количество остаточного аустенита в процессе термической обработки-закалки и на степень растворимости основных легирующих элементов (W, Mo, V). Степень растворимости этих элементов предопределяет порог теплостойкости инструментальной стали в процессе эксплуатации инструмента [8] и количественную долю остаточного аустенита при охлаждении до мартенситного состояния. Для проведения закалки были выбраны три режима нагрева: 1150 °С, 1200 °С, 1240 °С. Нагрев проводился в соляной ванне с выдержкой 10 мин, закалочная среда – масло.

Твердость и количество остаточного аустенита для различных вариантов кручения и режимов температуры под закалку представлены в таблице 1.

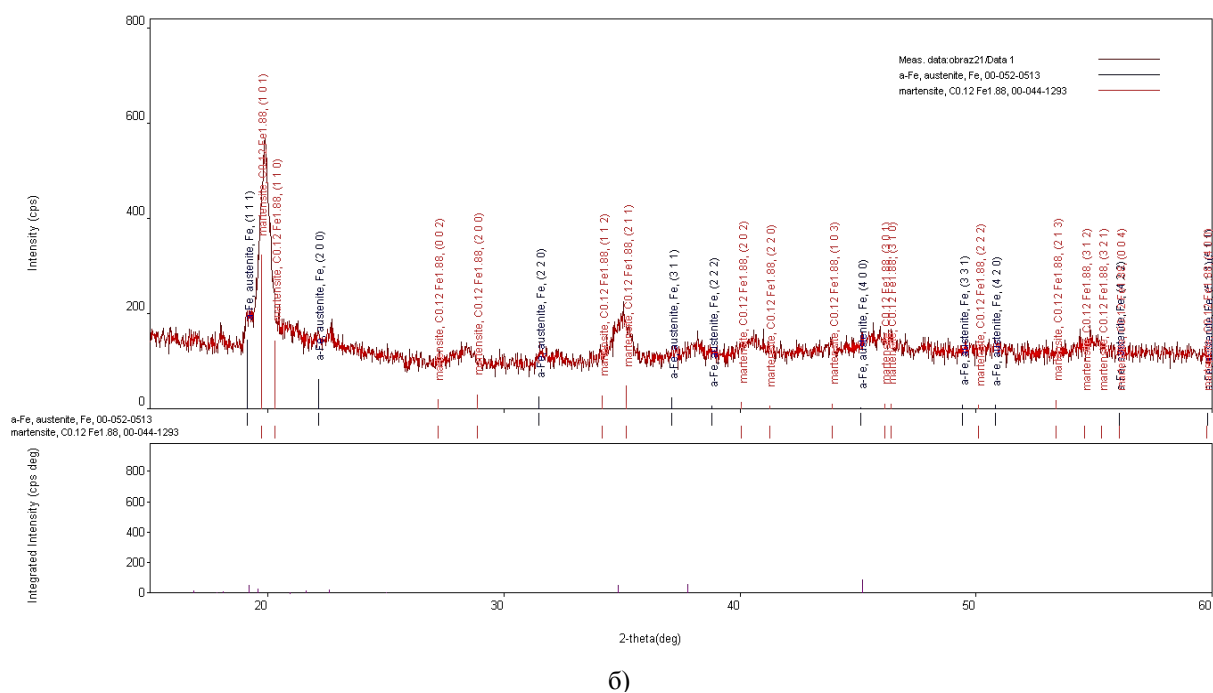
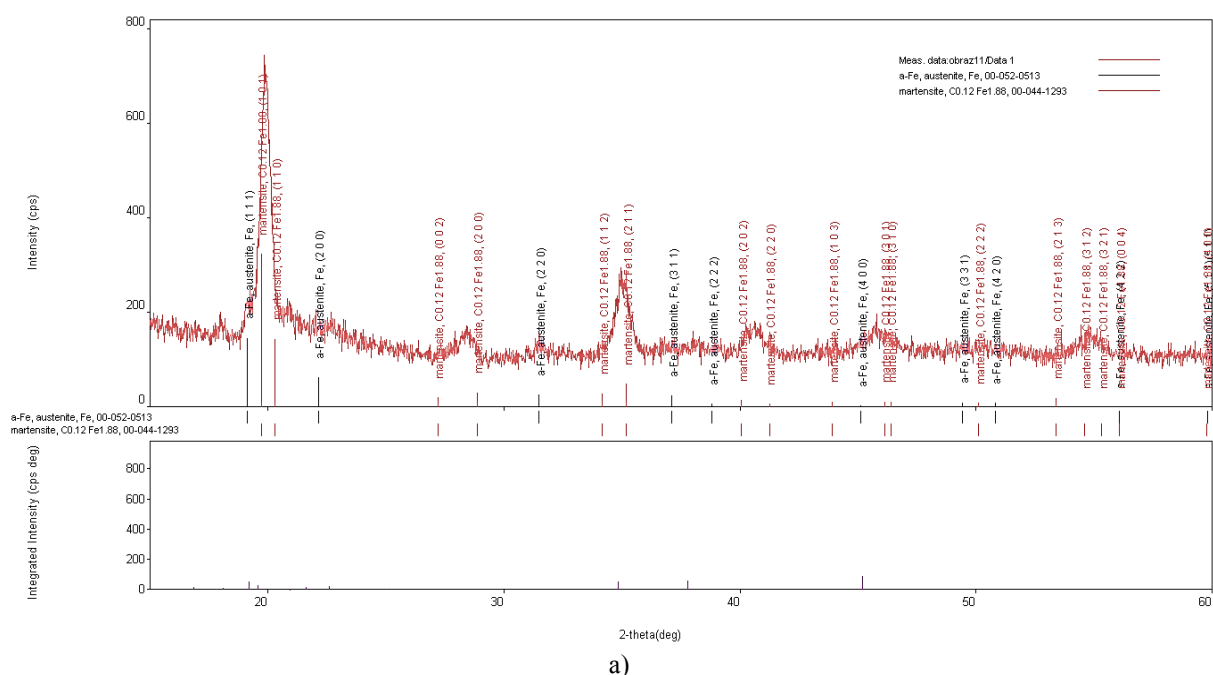
Таблица 1. Количество остаточного аустенита и твердость образцов.

Температура закалки, °С	Типовая технология		Образец, прокрученный на один оборот		Образец, прокрученный на 1,5 оборота	
	Кол-во остаточного аустенита, %	Твердость, HRC	Кол-во остаточного аустенита, %	Твердость, HRC	Кол-во остаточного аустенита, %	Твердость, HRC
1200	30	62,0	-	-	-	-
1150	-	-	8	67,3	7	67,6
1200	-	-	17	66,9	18	67,4
1240	-	-	29	64,9	31	65,8

Как видно из представленных данных, величина средней твердости образцов, подвергнутых кручению в 1,5 оборота и закаленных с температур 1150 °С и 1200 °С составила 67 единиц. Сравнительный анализ твердости образцов после холодной осадки-кручения и после стандартной термической обработки (1200 – 1230 °С) показал, что твердость образцов подвергнутых осадке-кручению в среднем выше на 4 – 5 единиц. Можно косвенно предположить, что максимальная твердость при низких температурах закалки связана с наличием минимального количества остаточного аустенита.

Исследование количества остаточного аустенита после термической обработки проводилось рентгеноструктурным методом на дифрактометре Дрон-3 в молибденовом излучении по методике полно профильного анализа многофазной смеси [9, 10, 11].

В таблице 1 приведены количественные данные по содержанию остаточного аустенита с образцов из стали Р6М5 после закалки при различных температурах по данным с рентгенограмм (рис. 6а,б,в).



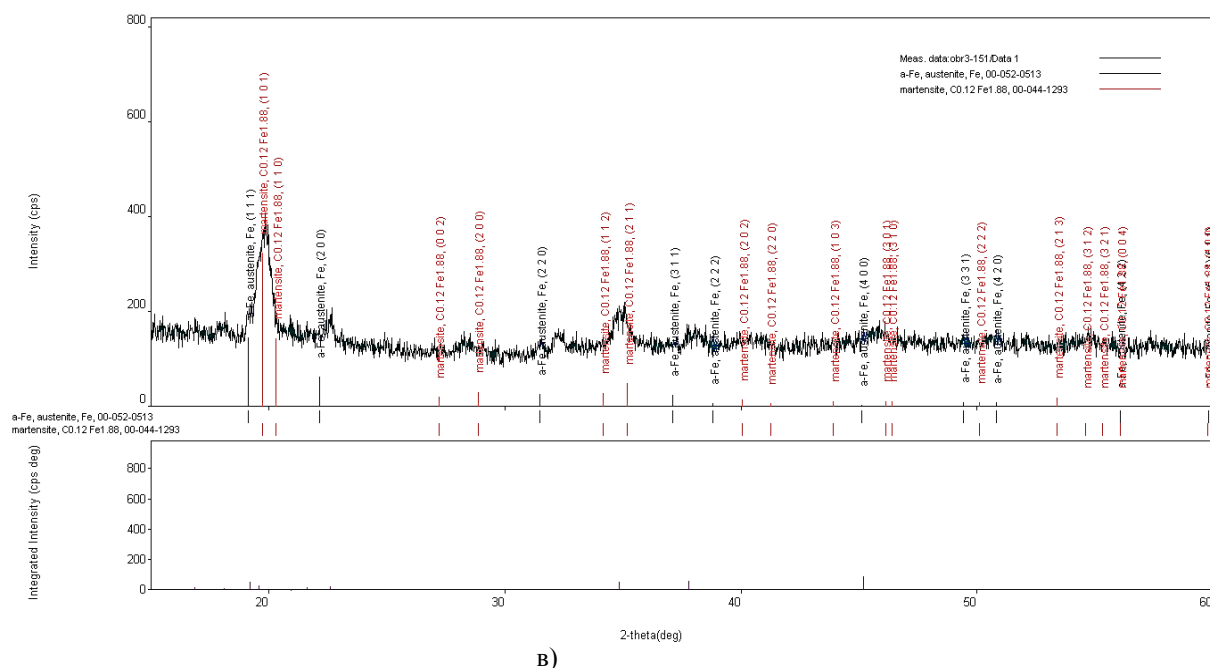


Рис. 6. Рентгенограммы для стали Р6М5 после закалки с различных температур:
а) температура закалки 1150 °С; б) температура закалки 1200 °С;
в) температура закалки 1240 °С.

Из анализа рентгенограмм можно сделать вывод, что наклеп, полученный при сжатии и кручении образца в холодном состоянии способствовал более интенсивному объемному превращению аустенита в мартенсит и повышению твердости образца, причем более интенсивно при более низких температурах.

Однако, для сохранения высоких эксплуатационных свойств инструмента необходима не только получить высокую твердость, но и высокую теплостойкость. Поэтому для проведения дальнейших исследований были отобраны образцы с большей степенью накопленной деформации (осадка-кручение на 1,5 оборота), т.к. в них отсутствовала карбидная ликвация, и закаленные с температур 1150 °С, 1200 °С. Образец с температурой закалки 1240 °С для достижения высокой твердости потребовал трехкратного отпуска, т.к. имел количество остаточного аустенита сопоставимое с традиционной технологией. С другими выбранными образцами проводили однократный отпуск при температуре 560 °С с выдержкой 20 мин.

Для определения количества остаточного аустенита у образцов после отпуска был проведен рентгеноструктурный анализ и измерение твердости. Результаты представлены в таблице 2.

Таблица 2. Характер изменения количества остаточного аустенита после термической обработки.

Температура закалки, °С + однократный отпуск 560 °С	Образец прокрученный на 1,5 оборота	
	Количество остаточного аустенита, %	Твердость, HRC
1150	3	65,7
1200	1	67,0
Т и п о в а я т е х н о л о г и я: закалка + 3-х кратный отпуск 560 °С		
1220	1 – 3	63 – 65

Как видно из представленных в таблице данных количество остаточного аустенита после закалки с температур 1150 °С и 1200 °С и однократного отпуска при температуре 560 °С находится в пределах 1 – 3 %, сопоставимой с традиционной технологией после трехкратного отпуска.

Однако, для сохранения высоких эксплуатационных свойств штампового инструмента, как было сказано ранее, необходимо не только получить высокую твердость, но и высокую теплостойкость, которая предопределяется степенью растворимости легирующих элементов в аустените при закалке.

Для этого был проведен анализ химического состава матрицы на растровом электронном микроскопе JEOLJSV-6490LV по трем реперным точкам. Результаты химического состава на образцах, прокрученных 1,5 оборота при температуре закалки 1150 °С и 1200 °С представлены в таблице 3.

Таблица 3. Растворимость химических элементов в аустените при закалке.

Реперные точки	Химические элементы, %							
	Температура закалки, °С							
	1150°				1200°			
	W	Mo	Cr	V	W	Mo	Cr	V
Спектр1	2,31	2,41	4,63	1,55	3,24	2,61	4,37	1,01
Спектр2	2,35	2,25	4,59	0,96	2,77	2,73	4,50	1,44
Спектр3	3,07	2,68	4,26	0,96	3,24	2,78	4,51	1,31
Среднее значение по образцу	2,58	1,7	4,49	1,16	3,08	2,71	4,46	1,25
Типовая технология [12]								
-	-	-	-	-	1	2	4	1

Как видно из представленных данных средняя концентрация W, Mo, V в матрице больше у образца закаленного с температуры закалки 1200 °С и значительно превосходит степень растворимости легирующих компонентов в аустените по сравнению с типовой технологией. Это значит, что можно предположить и более высокую теплостойкость инструментальной стали по данному режиму закалки.

Испытание на теплостойкость показали, что при испытании быстрорежущей стали Р6М5, подвергнутой холодному процессу осадки с кручением и дальнейшей термической обработке при температуре закалки 1200 °С и температуре испытания 620 °С в течении 6 часов сохраняла твердость 63HRC, в тоже самое время типовая технология обработки этой стали сохраняет твердость до 58 HRC после 4 часов испытания.

4. Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы, что обработка с предварительной деформацией в виде осадки и кручения в холодном состоянии стали Р6М5 позволяет, по сравнению с традиционной технологией:

- 1) получать карбидооднородную структуру по сечению профиля заготовки из стали Р6М5;
- 2) интенсифицировать полноту процесса фазового превращения при закалке аустенита в мартенсит и снизить объемную величину остаточного аустенита до 1 – 3 % после закалки и однократного отпуска 560 °С;

3) снизить количество отпусков с трех до одного без снижения эксплуатационных свойств инструментальной стали;

4) повысить теплостойкость поверхностных слоев быстрорежущей стали Р6М5 до 6 часов при температуре испытания 620 °С, за счет более полного растворения легирующих элементов, особенно вольфрама.

В виде практической рекомендации по использованию результатов исследования деформационно-термического воздействия на сталь марки Р6М5 следует отметить:

а) при работе штампового инструмента в условиях повышенного абразивного износа и невысоких тепловых воздействий возможно использование технологии, обеспечивающей поверхностную холодную пластическую интенсивную обработку рабочих поверхностей штампового инструмента с проведением последующей закалки при температуре 1150 °С и однократного отпуска при 560 °С;

б) при интенсивных технологических операциях, например, штамповке на холодновысадочных автоматах, от инструментальной стали требуется не только высокая износостойкость, но, и повышенная теплостойкость. В этом случае деформационно-термическую обработку инструмента рекомендуется проводить при температуре закалки 1200 °С и однократном отпуске 560 °С.

Литература

- [1] Г.А. Околович, *Штамповые стали для холодного деформирования металлов: Монография* (Изд-во АлГТУ, Барнаул, 2010).
- [2] В.С. Жернаков, А.А. Кузьминых, Р. Якупов. *Проектирование составного холодновысадочного инструмента* (Машиностроение, М., 1999).
- [3] Ю.М. Скрынченко, Л.А. Позняк, *Работоспособность и свойства инструментальных сталей* (Наук. Думка, Киев, 1979).
- [4] Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб, *Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов* (Гилем, Уфа, 2013).
- [5] Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая, А.П. Жилиев, Е.Ф. Дударев, К.В. Иванов, М.Б. Иванов, О.А. Кашин, Е.В. Найденкин, *Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов* (Наука, Новосибирск, 2001).
- [6] А.С. Чаус, Ф.И. Рудницкий, *Структура и свойства быстрорежущей стали Р6М5 // Металловедение и термическая обработка металлов* **4** (2003) 10.
- [7] А.Е. Гвоздев // *Металловедение и термическая обработка металлов* **12**, (2005) 27.
- [8] Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др., *Материаловедение* (Машиностроение, М., 1986).
- [9] Э.В. Суворов, *Физические основы современных методов исследования реальной структуры кристаллов* (Научный центр, Черноголовка, 1999).
- [10] С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ* (МиСИС, М., 2002).
- [11] А.А. Русаков, *Рентгенография металлов* (Атомиздат, М., 1977).
- [12] А.П. Гуляев, *Металловедение* (Металлургия, М., 1986).

FORMATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A HIGH SPEED STEEL TOOL BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND SUBSEQUENT HEAT TREATMENT

E.F. Khairtdinov^{1*}, G.I. Raab², A. A. Nabiulin³, V.Z. Bikbulatova¹,
V.D. Sitdikov¹, F.F. Safin¹

¹Ufa State Aviation Technical University,

Karl Marx, 12, Ufa, Bashkortostan, 450000, Russia

²Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University,

Karl Marx, 12, Ufa, Bashkortostan, 450000, Russia

³Federal State Unitary Enterprise "Apparatus Producing Plant",

Trekhgornyy, Chelyabinsk region, 456082, Russia

*e-mail: hajretdinov.ernst@mail.ru

Abstract. Presents the conditions of formation of structure in the high-speed tool steel P6M5 (Russian standard) using severe plastic deformation (SPD). Integrated processing workpieces included draft initial billets subsequent by high-pressure torque (HPT) (HPT) at room temperature and heat treatment. The influence of treatment parameters SPD on the structural features of deformed blanks and carbide homogeneity. It is shown that the rational parameters of processing allow to obtain high performance tool steel P6M5.

References

- [1] G.A. Okolovich, *Tool steels for cold working dies: monograph* (Altai State Technical University named I. I. Polzunova, AISTU Publishing, Barnaul, 2010). (In Russian).
- [2] V.S. Zhernakov, A.A. Kuzminykh, R.G. Yakupov, *Designing composite cold heading tool* (Mashinostroenie, Moscow, 1999). (In Russian).
- [3] Y.M. Skrynchenko, L.A. Pozniak, *The efficiency and properties of tool steels* (Naukova Dumka, Kiev, 1979). (In Russian).
- [4] F.Z. Utyashev, G.I. Raab, *Deformation methods of obtaining and processing of ultrafine and nanostructured materials* (Gilem, SPC "Bashkir encyclopedia", Ufa, 2013). (In Russian).
- [5] Y.R. Kolobov, R.Z. Valiev, G.P. Grabovetskaya, A.P. Gilles, E.F. Dudarev, K.V. Ivanov, M.B. Ivanov, O.A. Kashin, E.V. Naydenkin, *Grain-boundary diffusion and properties of nanostructured materials* (Nauka, Novosibirsk, 2001). (In Russian).
- [6] A.S. Chaus, F.I. Rudnicki: // *Metal Science and Heat Treatment* **4** (2003) 10. (In Russian).
- [7] A.E. Gvozdev // *Metal Science and Heat Treatment* **12** (2005) 27. (In Russian).
- [8] B.N. Arzamasov, I.I. Sidorin, G.F. Kosolapov et al., *Materials science*, ed. by B.N. Arzamasov (Mashinostroenie, Moscow, 1986). (In Russian).
- [9] A.V. Suvorov, *Physical basis of modern methods of investigation of the real structure of crystals* (Chernogolovka, 1999). (In Russian).
- [10] S.S. Gorelik, L.N. Rastorguev, Y.A. Skakov, *X-ray and electron-optical analysis* (MISiS, Moscow, 2002). (In Russian).
- [11] A.A. Rusakov, *Radiography metals* (Atomizdat, Moscow, 1977). (In Russian).
- [12] A.P. Gulyaev, *Materials science* (Metallurgy, Moscow, 1977). (In Russian).