

УДК 669.18; 669.14.018

Жолдошов Белекбек Муратович, д.т.н., профессор,  
Ошский технологический университет,  
E-mail: belek0365@mail.ru

### **ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СТАЛИ Р6М5**

*В научной статье дана оценка влиянию легирующих элементов на пластичность быстрорежущей стали и характеристика активности протекающих диффузионных процессов. Суперпластическая деформация характеризуется высокой деформационной способностью сплава, малым сопротивлением деформации и отсутствием внутренних остаточных напряжений.*

*Ключевые слова: термическая обработка, быстрорежущая сталь, твердость, стойкость, пластичность, деформация, легирующие элементы, закалка, отпуск, зерно.*

Жолдошов Белекбек Муратович, т.и.д., профессор,  
Ош технологиялык университети

### **Р6М5 БОЛОТУНУН ПЛАСТИКАЛЫК ДЕФОРМАЦИЯСЫНА ЛЕГИРЛӨӨЧҮ ЭЛЕМЕНТТЕРДИН ТААСИРЛЕРИ**

*Илимий макалада тез кесүүчү болоттун ийкемдүүлүгүнө легиленген элементтердин таасири жана жүрүп жаткан диффузиялык процесстердин активдүүлүгүнүн мүнөздөмөлөрү келтирилген. Суперпластикалык деформация эритменин жогорку деформациялануучулугу, деформацияга аз туруктуулугу жана ички калдык чыңалуунун жоктугу менен мүнөздөлөт.*

*Ачык сөздөр: термикалык иштетүү, тез кесүүчү болот, катуулук, бышыктык, ийкемдүүлүк, деформация, легирилүүчү элементтер, катуулануу, жумишартуу, дан.*

Zholdoshov Belekbek Muratovich,  
doctor of technical sciences, professor,  
Osh Technological University

### **IMPACT OF ALLOYING ELEMENTS ON PLASTIC DEFORMATION OF R6M5 STEEL**

*In a scientific article the influence of alloying elements on the ductility of high-speed steel and the characteristics of the activity of ongoing diffusion processes are given. Superplastic deformation is characterized by a high deformability of the alloy, low resistance to deformation and the absence of internal residual stresses.*

*Key words: heat treatment, high speed steel, hardness, resistance, ductility, deformation, alloying elements, hardening, tempering, grain.*

**Введение.** Разработка новых направлений в машиностроении и металлургии требует комплексного подхода к решению проблемы получения высококачественных материалов и изделий в целом. Создание упрочняющих обработок для поверхностных слоев инструментов не может обеспечить повышение прочности конструкций, сопротивления ударным воздействиям, снижение металлоемкости и т.д. Это, в свою очередь, заставляет пересмотреть по-новому возможности традиционных технологических процессов.

До настоящего времени в известной нам литературе не проведен систематический анализ в известной нам литературе существующих приемов и способов форсирования технологии термической обработки инструментальных сталей, нет научно-обоснованного подхода к выбору параметров форсированной термической обработки и их значений.

В связи с тем, следует отметить, что сложная научно-техническая проблема разработки форсированной термической обработки инструментальных сталей не решена полностью, *поэтому тема исследований является актуальной.*

Научные данные [1,2] свидетельствуют об эффективности использования термоциклической обработки (ТЦО) маятникового типа для повышения стойкости быстрорежущих сталей (литых и пластически деформированных), в которых для оценки возможности повышения стойкости холодно-высадочных штампов методами ТЦО.

При изготовлении режущего инструмента быстрорежущие стали как раз являются основным материалом [3]. Традиционная технология металлургического передела-это выплавка, горячую обработку давлением полученных поковок и различные режимы термической обработки [4]. Карбидная неоднородность присуще для быстрорежущих сталей, а причиной считается ликвация в слитках, не устраняется даже при многократной пластической деформации, и в результате снижает механические свойства и технологическую пластичность.

Использование способов порошковой металлургии для изготовления режущих инструментов позволяет исключить ряд вышеупомянутых недостатков, а также эффективно воздействовать на свойства и состав получаемых сталей. Полученные быстрорежущие стали на основе порошковой металлургии имеют низкую степень карбидной неоднородности, достаточную шлифуемость, повышенную технологическую пластичность и незначительную склонность к росту зерна [5].

**Цель исследований.** Целью диссертационной работы является разработка научных основ и технологии форсированной термической обработки инструментальных сталей, для получения повышенного комплекса свойств, снижения энергетических затрат и сокращения продолжительности проведения термической обработки и оценка влияния легирующих элементов на пластичность быстрорежущей стали и характеристика активности протекающих диффузионных процессов.

**Задачи исследования.** Поставленная цель реализована путем проведения комплексных исследований при решении следующих задач:

- обобщение и систематизация, имеющихся в литературе сведений об особенностях форсированной термической обработки инструментальных сталей, и на этой основе обоснование возможности ее совершенствования;
- разработка научных основ совершенствования и целесообразности предварительной подготовки структур сталей путем форсированных охлаждений их температур в конце промежуточных обработок и оптимизация параметров при последующей обработке.

**Объекты и методы исследования.** Режимы термической обработки групп инструментальных сталей и изучение критерии распределения легирующих добавок в быстрорежущей стали Р6М5.

При работе были использованы методы анализа, статистической обработки, методы математического моделирования исходных данных, а также обоснование выборов марок сплавов подлежащих исследованию. Исходное изображение микроструктуры получали на металлографическом микроскопе —НЕОРНОТ-211. Измерения твердости проводилась по методу Роквелла и Бринелля.

Стали быстрорежущие относятся к группе трудно деформируемых и малопластичных материалов. Сверхпластическая деформация (СПД) характеризуется высокой деформационной способностью сплава, малым сопротивлением деформации и отсутствием внутренних остаточных напряжений. Дополнительно СПД процесс которая снижает исходную структурную неоднородность по ходу протекания диффузионных явлений. При этом научные работы посвященные исследованию влияния СПД быстрорежущих сталей в литературе редко.

В настоящей работе было исследовано распределение легирующих добавок в быстрорежущей стали Р6М5.

Таблица 1.

Химический состав стали Р6М5

№	Химический элемент	Концентрация, %
1	C	0,89
2	Cr	4,02
3	W	6,06
4	Mo	5,26
5	V	1,96
6	Mn	0,27
7	Si	0,21
8	S	0,005

Быстрорежущая сталь Р6М5 получена традиционным методом, который включают выплавку, обработку горячую давление слитков, обработку термическую для снижения твердости материала и улучшения его обрабатываемости резанием. Исследуемая сталь имела состав, близкий к эвтектоидному [6], что обеспечивает формированию фаз с максимальной площадью поверхности раздела и способствует более широкому проявления эффекта СП.

Деформирование сверхпластическое осуществлена растяжением в оптимальных условиях, определенных для исследуемого сплава.

**Результаты исследований.** Исследуемые образцы для СПД изготовлены из прутка стали Р6М5  $d=20$  мм, имевшего в состоянии (ГОСТ 19265-83) твердость по Бринеллю *НВ* 230 и карбидную неоднородность балла 2А.

Размеры и формы образцов соответствовало ГОСТ 9651-85, металлографический анализ проведен на световом микроскопе «ЕР-1» при увеличении 500 и фазовый состав стали оценен методом рентгеноструктурного фазового анализа на установке ДРОН-3 непосредственной съемкой шлифа.

Предпринята попытка количественного анализа и оценки равномерности распределения легирующих элементов в стали Р6М5. Для этого применяли электронно-зондовый рентгеноспектральный анализ. В качестве кристалла-анализатора применена слюда с межплоскостным расстоянием  $d=0,99275$  нм, что позволяет регистрировать линии всех элементов, присутствующих в стали. Интенсивность исследуемой спектральной линии сравнена при одних и тех же условиях с интенсивностью аналогичной линии от эталона т.е. чистого элемента.

Учитывая оно, в первом приближении массовую компонента в образце можно определить на основе уравнения:

$$c_i = I_{iобр} / I_{iэт} \cdot 100, \quad (1)$$

где:  $c_i$ -массовая доля исследуемого компонента в образце, %;  $I_{iобр}$ ,  $I_{iэт}$ -интенсивности исследуемой спектральной линии характеристического рентгеновского спектра  $i$ -го компонента от образца и эталона соответственно.

За основу количественной оценки неравномерности распределения легирующего компонента принято  $\delta_i$ , безразмерная величина, определяемая из равенства:

$$\delta_i = \sigma_i(c_i) / c_i^* \quad (2)$$

где:  $\delta_i$ -коэффициент распределения неравномерности  $i$ -го элемента в стали.

$\sigma_i(c_i)$ - среднеквадратическое отклонение, определяемое по уравнению

$$\sigma_i(c_i) = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(c_i - c_i^*)^2}{n-1}} \quad (3)$$

здесь  $c_i$ ,  $c_i^*$  – текущее и среднее значения массовой доли  $i$ -го элемента соответственно;  $n$ -число измерений).

Чем выше значение  $\sigma_i$  тем неравномерный характер распределения легирующего компонента в материале, а также ниже его химическая однородность.

Изучение распределения легирующих элементов проведено в стали Р6М5 режима термической обработки отжига, рекомендуемым для заготовок инструмента из стали Р6М5.

Коэффициент относительного распределения, легирующего  $i$ -го элемента  $\eta_i$  в результате СПД рассчитывали по формуле

$$\eta_i = \frac{\sigma_i^{исх}}{\sigma_i^{СПД}} \quad (4)$$

где  $\sigma_i^{исх}$ ,  $\sigma_i^{СПД}$  - коэффициенты неравномерности распределения легирующего элемента в исследуемых сталях по полученным результатам СПД по сравнению к стали Р6М5. Параметры карбидной фазы получены на основе статической опытных данных обработки, и относительная погрешность определения указанных параметров не превышало 3-5 %. Структура быстрорежущей стали Р6М5 в исходном состоянии после режима отжига показала перлит сорбитообразный и избыточные и первичные и вторичные карбиды. Максимальный размер карбидов  $d_k^{max}=4,67$ ; средний размер  $d_k=2,31$  мкм. Показатель отношения максимального диаметра карбидов к минимальному составляло 1,6, что свидетельствует об их вытянутости в осевом направлении и считается следствием обработки давлением (процесс прокатки) стали Р6М5.

Таблица 2.

Параметры карбидной фазы Р6М5

Сталь	Содержание карбидов, %	$d_k^{max}$	$d_k$	$\lambda_{cp}$	S, мм <sup>2</sup> /мм	$d_k^{max} / d_k^{min}$
		мкм				
Р6М5	16	4,67	2,31	3,7 2	567	1,6

Обозначения:  $d_k^{max}$ ,  $d_k^{min}$  и  $d_k$  – максимальный, минимальный и средний размеры карбидов;  $\lambda_{cp}$ -расстояние между карбидами; S - площадь межфазной поверхности.

Таблица 3.

Рентгеноструктурный анализ фазовый анализ стали Р6М5

Сталь	Объемная доля фаз, %			$a^*$ , нм
	$M_6C(Fe_3W_3C)$	MC(VС)	Fea+ FeC	
Р6М5	14/12	2/2	82/85	0,2871/0,2872

\* Параметр решетки.

Примечание. В числителе даны характеристики после режима отжига (исходное состояние); в знаменателе- после сверхпластической деформации.

Рентгеноструктурный анализ фазовый анализ стали Р6М5 показал (см.табл.3), что сталь имеет качественный состав (легированный феррит и карбидная фаза). Раскрыто наличие слабых линий карбида  $M_3C$ , что показывает о невысоком содержании в сталях.

Во время СПД доля карбидной фазы в стали Р6М5 уменьшается, однако в стали Р6М5 уменьшается только содержание карбида  $M_6C$ , а количество карбида  $MC$  не изменяется. Параметренное увеличение решетки  $M_6C$ , так в феррите после процесса СПД по сравнению с исходным состоянием является доказательством тезиса о растворении в феррите быстрорежущей стали карбида  $M_6C$  во время процесса СПД. Известно, после режима отжига стали основные легирующие добавки находятся в составе карбидных фаз, например хром присутствует в ферритной составляющей сорбита, а после проведения процесса закалки W, Mo и V переходят в феррит в результате растворения карбидов.

Сверхпластическая деформация способствует значительному улучшению распределения в стали Р6М5 элементов вольфрам, молибден и ванадий, присутствующих в основном в карбидной фазе, так как при этом увеличивается ее дисперсность. Повышается уровень равномерности распределения Cr, присутствующего в твердом растворе. У стали Р6М5 после процесса СПД распределение легирующих элементов неравномерное, это может быть связано с средней исходной степенью равномерности распределения легирующих добавок и с средним уровнем ее СПД (табл.4).

Таблица 4.

Уровень пластической деформации				
Сталь	$\sigma$ , Н/мм <sup>2</sup>	$m$	$\gamma$	$\delta$
			%	
Р6М5	67	0,31	88	116

Обозначения:  $\sigma$ - сопротивление деформации;  $m$  – коэффициент.

Улучшение степень равномерности распределения вольфрама, молибдена и ванадия в стали Р6М5 в результате СПД позволяет уменьшить времени выдержки и снизить температур окончательного нагрева стали под закалку, что способствует уменьшению стоимости и трудоемкости термической обработки инструментов из стали Р6М5.

#### Выводы:

- Сверхпластическая деформация способствует повышению равномерности распределения вольфрама, молибдена и ванадия в быстрорежущей стали Р6М5.
- Уровень равномерности распределения легирующих добавок прямо зависит от исходной неоднородности стали и степени СПД, который характеризует активность протекающих диффузионных процессов.

#### Литература:

1. Жолдошов Б.М. Некоторые особенности изменения карбидной неоднородности инструментов из быстрорежущей стали. Наука, новые технологии и инновации Кыргызстана, Международный научно-теоретический журнал. [Текст] / С.А. Капаров // – Бишкек, №1, 2022. - С.15-19.
2. Жолдошов Б.М. Фазовые изменения при ступенчатой закалке быстрорежущих сталей. [Текст] / Б.М. Маматкадырова, С.А. Капаров // Машиноведение, №1, 2023. – С.30-35.
3. Петров А.К., Свойство заготовок из быстрорежущей стали. [Текст] / Ю.Н. Скорняков, А.Н. Парабина // Порошковая металлургия, 1990, №3, -С.23-27.

***Известия ОшГУ 2023 №4***

4. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов - М.: Металлургия, 1987, 480 с.
5. Тихонов А.С. Эффект сверхпластичности металлов и сплавов. – М.: Наука, 1988, 142 с.
6. Базык А.С., Пустовгар А.С., Казаков М.В. Влияние деформации в условиях сверхпластичности на структуру и свойства быстрорежущих сталей. // М и ТОМ, 1991, №3. -С.21-24.
7. Гуляев А.П. Сарманова Л.И. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей  
// М и ТОМ, 1979,37. -С.2-5.