

Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Турдажиева Э.Н.

ТЕЗ КЕСҮҮЧҮ БОЛОТТОРДОГУ ЛЕГИРЛӨӨЧҮ ЭЛЕМЕНТТЕРДИН БИРДИКТҮҮ ТАРАТУУ ДЕНГЭЭЛДЕРИ

Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Турдажиева Э.Н.

УРОВЕНЬ РАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ

B.M. Joldoshev, V.S. Muratov, E.N. Turdajiev

THE INFLUENCE OF DIFFERENT VARIANTS OF THERMO CYCLING PROCESS FOR RAPID MACHINING STEEL

УДК: 621.77: 669.14.018.252

Илимий макалада болоттордогу легирлөөчү элементтердин таратуудагы активдүүлүк максаттуу жогорулатышы, майдалануунун өзгөрүшү, ошондой эле, түшүрүү кубулушунда катуу раствордун тарап кетүүсү, критикалык аймактардан катары менен сугаруудагы мүмкүнчүлүктөрү каралган.

Негизги сөздөр: термоциклдөө, тез кесүүчү болот, жылуулукка туруктуулук, сугаруу, түшүрүү, катуулук, легирлөө, жышытуу.

Проведены качественный анализ присутствия легирующих добавок вольфрама, молибдена, хрома и ванадия в указанных сталях, но и количественная оценка равномерности распределения этих элементов в исследуемых сталях, а также воздействие сверхпластической деформации на распределение легирующих элементов в сталях.

Ключевые слова: термоциклирование, быстрорежущая сталь, теплостойкость, закалка, отпуск, твердость, легирование, отжиг.

In a scientific paper we consider the possibility of using multiple hardenings of the under critical and subcritical regions with a view to enhancing the redistribution of alloying elements in steel, changes in dispersion and possible composition of the phases in the decay of solid solution in the vacation.

Key words: thermo cycling, rapid machining steel, thermal endurance, hardening, tempering, hardness, alloying, annealing.

Научная работа является продолжением предыдущих исследований изменений свойств быстрорежущих сталей [1,2].

Основным материалом для изготовления режущих инструментов в машиностроении являются инструментальные быстрорежущие стали.

Полученные по технологии традиционного металлургического передела, включающей выплавку, горячую обработку давлением полученных слитков и термическую обработку [3], имеют карбидную неоднородность. Основной причиной

карбидной неоднородности - ликвация в слитке, не устраняемая даже после многократной пластической деформации, что значительно снижает технологическую пластичность и механические свойства заготовок.

Методы порошковой металлургии для изготовления инструментов из быстрорежущих сталей позволяет исключить ряд описанных выше недостатков и эффективно воздействовать на химический состав и свойства получаемых сталей. В результате быстрорежущие стали имеют более низкую степень карбидной неоднородности, повышенную технологическую пластичность, хорошую шлифуемость, незначительную склонность к росту зерна, при этом стойкость режущего инструмента возрастает в 1,6-3,1 раза [4-5].

Быстрорежущие стали относятся к классу малопластичных и труднодеформируемых материалов [6]. Это объясняется тем, что ограниченные возможности получения из них заготовок методами холодного, полугорячего и горячего деформирования. Исправления вышеуказанных ограничений, расширить номенклатуру и технологические возможности получения заготовок инструмента из быстрорежущих сталей, сделать технологию малоотходной позволяет эффект сверхпластичности [6-8]. Явление эффекта сверхпластичности быстрорежущих сталей проявляется в интервале температур от $A_{c1} - (10-20) ^\circ C$ до A_{c1} при определенных скоростях деформации [9]. Преимуществом сверхпластичности деформации является снижение исходной структурной неоднородности в результате интенсивного протекания диффузионных процессов. Посвященных в литературе исследованию сверхпластичности деформации на структурную и химическую однородность быстрорежущих сталей редко и мало.

В научной работе экспериментально исследовано распределение легирующих добавок (табл.1).

Таблица 1.

Химический состав сталей P6M5 и 10P6M5-МП

Стали	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Si	S
P6M5	0,89	4,02	6,06	5,24	1,94	0,28	0,20	0,005
10P6M5-МП	0,97	4,08	6,05	5,19	1,92	0,25	0,25	0,012

Быстрорежущая сталь Р6М5 получена традиционным методом, включающим выплавку, горячую обработку давлением слитков, собственную термическую обработку – отжиг для снижения твердости стали и улучшения его обрабатываемости резанием. Для сравнения исследовали сталь 10Р6М5-МП, полученную методом порошковой металлургии [10].

Сверхпластическое деформирование (СПД) осуществляли растяжением в оптимальных температурно-скоростных условиях, определенных для исследуемых сталей. Результаты и методы СПД подробно описаны в работе [9]. Испытуемые образцы для проведения СПД вырезали из прутков стали Р6М5 диаметром 20 мм, имевшего в состоянии поставки твердость по методу Бринелля *HB* 230 и карбидную неоднородность балла 2А, и из заготовок стали 10Р6М5-МП диаметром 110 мм с твердостью в состоянии поставки по методу Роквелла *HRC* 30 и карбидной неоднородностью менее балла 1.

Фазовый состав исследуемых сталей оценены методом рентгеноструктурного фазового анализа на установке ДРОН-3 непосредственно-съемкой от микрошлифа.

Проведены качественный анализ присутствия легирующих добавок вольфрама, молибдена, хрома и ванадия в указанных сталях, но и количественная оценка равномерности распределения этих элементов в исследуемых сталях. Для этих целей использованы электронно-зондовый рентгеноспектральный микроанализ (ЭРСМА), по методике [11]. В качестве кристалла анализатора использовали слюду с межплоскостным расстоянием $d=0,99275$ нм, что позволило регистрировать линии всех элементов, присутствующих в сталях. Интенсивность исследуемой спектральной линии сравнивали при одних и тех же условиях с интенсивностью аналогичной линии от эталона (чистого элемента).

Учитывая это, в первом приближении массовую долю элемента в образце можно определить из уравнения [12].

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

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

Критерием количественной оценки неравномерности распределения легирующего элемента принимали безразмерную величину δ_i , определяемую из выражения:

$$\delta_i = \sigma_i(C_i) / C_i \quad (2)$$

где δ_i - коэффициент неравномерности распределения i -го элемента в стали;

$\sigma_i(C_i)$ - среднеквадратичное отклонение, определяемое по уравнению

$$\sigma_i(C_i) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (C_i - \bar{C}_i)^2}{n-1}}; \quad (3)$$

где C_i , \bar{C}_i - текущее и среднее значение массовой доли i -го элемента соответственно; n - число измерений.

Чем выше значение δ_i , тем неравномерное характер распределения легирующего элемента в материале, тем ниже его химическая неоднородность.

Параметры карбидной фазы получены в результате статической обработки экспериментальных данных на ЭВМ. Относительная погрешность определения этих параметров не превышало 5-8 %.

Полученная структура быстрорежущей стали Р6М5 в исходном состоянии (после проведения термической обработки – отжига) представляет сорбитообразный перлит (смесь легированного феррита и эвтектоидных карбидов) и избыточные первичные и вторичные карбиды. Размеры карбидов находились в пределах $d=2,30 - 4,69$ мкм.

Структура порошковой быстрорежущей стали 10Р6М5 –МП после отжига состоит из сорбитообразного перлита. Среднее расстояние между карбидами в стали 10Р6М5 – МП ($\lambda_{ср}=1,35$ мкм) более в 2, 6 раза меньше

Высокий уровень дисперсности карбидной фазы в стали 10Р6М5 –МП после отжига, чем в стали Р6М5, вызваны мелкозернистостью и закалкой расплава при распылении, в результате которых уменьшаются ликвационная неоднородность, размер зерна аустенита, толщина эвтектических прослоек и возрастает степень пересыщенности твердого раствора легирующими элементами. При горячей экструзии происходит дробление эвтектических карбидов, часть карбидов выделяется из пересыщенного твердого раствора.

Рентгеноструктурный фазовый анализ сталей Р6М5 и 10Р6М5 – МП показал (табл.2), что стали имеют одинаковый качественный состав – легируемый феррит и карбидную фазу. Для них характерно присутствие двух основных типов карбидов: M_3C и M_6C . Показано и определено наличие слабых линий карбида M_3C , что свидетельствует о его невысоком содержании в исследуемых сталях.

Таблица 2.

Рентгеноструктурный фазовый анализ сталей Р6М5 и 10Р6М5 –МП

Сталь	Объемная	доля	фаз, %	α^* , нм
	$M_6C(Fe_3W_3C)$	$M_3C(VC)$	$Fe_\alpha + FeC$	
Р6М5	16/12	2/2	84/87	0, 2873/0,2874
10Р6М5-МП	15/12	4/3	83/86	0, 2871/0,2873

В исходном – отожженном состоянии исследуемые стали содержат приблизительно-одинаковое количество карбидной фазы (см. табл.2). Количество карбида MC в стали 10P6M5-МП в два раза больше, чем в стали P6M5, оно может быть связано с повышенной концентрацией углерода в порошковой стали.

Процессы сверхпластической деформации способствуют значительному улучшению уровня распределения в исследуемых сталях элементов вольфрама, ванадия и молибдена, содержащихся в карбидной фазе, в связи с увеличением ее дисперсности. Повышается степень равномерности распределения хрома, присутствующего в твердом состоянии.

Улучшения равномерности распределения вольфрама, ванадия, молибдена и хрома в сталях P6M5 и 10P6M5-МП в результате сверхпластической деформации позволяет снизить время выдержки и температуру окончательного нагрева сталей под закалку, что способствует снижению стоимости и трудоемкости термической обработки режущих инструментов из быстрорежущих сталей.

Выводы:

- уровень равномерности распределения легирующих элементов и добавок зависит от ликвационной (исходной) неоднородности стали и уровня сверхпластической деформации, которая характеризует ход активности протекания диффузионных процессов;

- средняя величина зерна зависит от размеров избыточных карбидов, разнородность быстрорежущей стали определяется их перераспределением;

- процесс сверхпластической деформации повышает равномерность распределения W, V, Mo и Cr в сталях P6M5 и 10P6M5-МП.

Литература:

1. Жолдошов Б.М. Влияние вариантов термоциклической обработки на ударную вязкость стали 30ХГСА и 40Х [Текст] // Известия ВУЗов. Научно-технический журнал. № 3. – Бишкек, 2013. - С.98-100.
2. Жолдошов Б.М. Особенности охлаждения и распада аустенита для быстрорежущей стали P6M5 [Текст] // Известия ВУЗов. Научно-технический журнал. №3. – Бишкек, 2013. -С.112-115.
3. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы: Под.ред.В.Шатта/ пер. с нем. М.: Металлургия, 1993.520 с.
4. Свойство заготовок из быстрорежущей стали, изготовленной методом горячей экструзии распыленного порошка / А.К. Петров., Ю.Н. Скорняков., Г.И.Парабина и др. // Порошковая металлургия .1980.№3.С.23-27.
5. Wisell H. Mechanical properties and tool performance relationships in conventional and PM HSS / Towards Improved Performance of tool Materials. London. 1982. S. 37-42.
6. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1977. 480 с.
7. Тихонов А.С. Эффект сверхпластичности металлов и сплавов. М.: Наука, 1978. 142 с.
8. Гуляев А.П., Сарманова Л.Н. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей // М и ТОМ. 1969. №7. С.2-5.
9. Anwendung der Superplastizitat fur die Verformung qeqassener und qesinterter Schnellarbeitsstahle / M. Ch. Sorsorov, T.A. Cernysova, A.S. Bazyk n.a. // Nene Hutte, 1985. № 11. S.422-425.
10. Механические свойства и структура порошков быстрорежущей стали 10P6M5 в зависимости от размера фракции / М.Х. Шоршоров., Т.А. Чернышова., Л.К. Болотова и др. // Ф и ХОМ. 1984. №4. С. 118-123.
11. Батырев В.А. Рентгеноспектральный электрозондовый микроанализ. М.: Металлургия. 1982. 152 с.
12. Масленков С.Б. Применение микрорентгено спектрального анализа. М.: Металлургия, 1968. 110 с.

Рецензент: д.т.н., профессор Кенжаев И.Г.