

УДК 621.9

А. Н. Жигалов^{1,2}, доктор технических наук, доцент,
И. А. Горавский²

¹Государственное научное учреждение «Институт технологии металлов
Национальной академии наук Беларуси», ул. Бялыницкого-Бирули, 11, 212030 Могилев,
Республика Беларусь, +375 (29) 630 15 17, jigalov6@mail.ru

²Учреждение образования «Барановичский государственный университет», ул. Войкова, 21,
225404 Барановичи, Республика Беларусь

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5, УПРОЧНЕННОЙ АЭРОДИНАМИЧЕСКИМ ЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

Обработка методом аэродинамического звукового упрочнения, основанного на высокоэнергетическом низкотемпературном воздействии энергии, созданной резонансным воздействием акустических волн в звуковом спектре частот, быстрорежущей стали Р6М5 обеспечивает устранение погрешности структуры в виде строчечности сориентированных вдоль оси деформации карбидных фаз из-за снижения структурной анизотропии, фазового наклепа, происходящих за счет релаксации структурных напряжений, плотности дислокаций, уменьшает размеры первичных карбидов с 7...15 до 3...8 мкм и сокращает их количество в 1,6 раза, что значительно улучшает однородность структуры стали Р6М5.

Ключевые слова: метод аэродинамического звукового упрочнения; быстрорежущие стали; стойкость; микроструктура; металлорежущий инструмент.

Рис. 3. Табл. 2. Библиогр.: 14 назв.

A. N. Jigalov^{1,2}, DSc in Technical Sciences, Associate Professor,
I. A. Goravskii²

¹State Scientific Institution "Institute of Technology of Metal of National Academy of Sciences of Belarus",
11 Byalynitskogo-Biruli Str., 212030 Mogilev, the Republic of Belarus, +375 (29) 630 15 17, jigalov6@mail.ru

²Educational Institution "Baranovichi State University", 21 Voykova Str., 225404 Baranovichi, the Republic of Belarus

EXPERIMENTAL INVESTIGATIONS OF THE HIGH-SPEED STEEL P6M5 MICROSTRUCTURE HARDENED BY THE AERODYNAMIC SOUND METHOD

Processing by the aerodynamic sound hardening method, based on high-energy low-temperature of energy impact created by the resonant effect of acoustic waves in the sound frequency spectrum, high-speed steel R6M5 eliminates the structure error in the form of stitching in the form of carbide phases oriented along the deformation axis due to the decrease in structural anisotropy, phase hardening occurring to the relaxation of structural stresses, dislocation density, reduces the size of primary carbides from 7...15 to 3...8 μm and reduces their number by 1.6 times, which significantly improves the uniformity of the P6M5 ($W \approx 6\%$; $Mo \approx 5\%$) steel structure.

Key words: aerodynamic sound hardening method; high-speed steels; durability; microstructure; metal-cutting tool.

Fig. 3. Table 2. Ref.: 14 titles.

Введение. Одним из самых больших недостатков металлорежущего инструмента из быстрорежущих сталей является недостаточная стойкость, особенно это относится к инструменту, работающему в условиях прерывистого резания, что значительно снижает эффективность металлорежущего инструмента из быстрорежущих сталей [1]. Эксплуатационные характеристики металлорежущего инструмента из быстрорежущей стали сильно зависят от физико-механических свойств, состава материала, а также от состояния структуры материала инструмента. Химический состав стали Р6М5 приведен в таблице 1.

Т а б л и ц а 1. — Химический состав сталей Р6М5 по ГОСТ 19265-73

Массовая доля элемента, %												
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	W	V	Co	Cu	Fe
0,82...0,90	0,2...0,5	0,2...0,5	До 0,6	До 0,025	До 0,03	3,8...4,4	4,8...5,3	5,5...6,5	1,7...2,1	До 0,5	До 0,25	До 81,57

Быстрорежущие стали являются одним из основных инструментальных материалов. Это практически вся номенклатура фасонного (сложной формы) режущего инструмента — червячные, концевые и шпоночные фрезы, сверла, долбяки, шеверы и др.

Быстрорежущие стали принципиально отличаются от углеродистых и легированных инструментальных сталей высокой теплостойкостью. Быстрорежущие стали сохраняют высокую твердость при нагреве до температур свыше 620 °С. Высокая теплостойкость быстрорежущих сталей достигается за счет сохранения при высокой температуре мартенсита и коагулированных карбидов, т. е. соблюдается высокий уровень легирования твердого раствора, в котором затруднена диффузия углерода. Кроме того, в структуре должна быть карбидная фаза, обладающая высокой устойчивостью против коагуляции при нагреве (т. е. не цементит). Структура стали имеет сильные легирующие карбидообразующие компоненты, образующие собственные карбиды.

При этом высокая легированность твердого раствора обеспечивается термической обработкой, при которой происходит растворение специальных карбидов в твердом растворе. Основные легирующие компоненты быстрорежущих сталей — это вольфрам и (или) молибден, являющиеся химическими аналогами; в состав сталей также обязательно входят хром для повышения прокаливаемости и ванадий для сохранения мелкого зерна аустенита при закалке. В зависимости от наличия W и Mo стали подразделяются на вольфрамовые, вольфрамомолибденовые и молибденовые.

Быстрорежущие стали маркируются русской буквой «Р», после которой стоящая цифра указывает на содержание вольфрама в стали. Содержание хрома во всех быстрорежущих сталях составляет около 4 % и в марке не указывается. Не указываются также ванадий при его содержании до 2 % и углерод при содержании 0,7...0,9 %. Обозначения этих элементов входят в марку быстрорежущих сталей только при их большем содержании.

Быстрорежущие стали в отожженном состоянии содержат феррит, в котором растворена часть хрома, имеющегося в стали, и карбиды легирующих компонентов. Структура является мелкозернистой — сорбитообразный перлит. Основным элементом является карбид на основе вольфрама и молибдена — $M_6C + MC$ (1 200 HV), который присутствует в количестве около 18 % в структуре стали Р6М5. Также имеются карбиды хрома — $M_{23}C_6$ (твердость — 1 000 HV, количество — около 9 %) и ванадия — MC (2 500 HV, количество — 1,5...2,0 %). Карбиды имеют сложный состав. Помимо атомов основного карбидообразующего компонента (основа карбида) в них присутствуют в определенных количествах атомы железа и других легирующих компонентов. $M_{23}C_6$ состоит из С (5 %), W (10 %), V (3 %), Cr (47 %), Fe (35 %); MC — из С (12 %), W (42 %), V (43 %), Cr (2 %), Fe (1 %); M_6C — из С (2 %), W (65 %), V (3 %), Cr (3 %), Fe (27 %).

По своей природе карбиды подразделяются на эвтектические и вторичные, при этом положение точек S и E на диаграмме Fe—Fe₃C при наличии легирующих компонентов смещается в сторону меньших значений углерода, в связи с чем даже при содержании углерода порядка 0,7 % (минимальное содержание для быстрорежущих сталей) структура литой быстрорежущей стали вследствие высокого содержания легирующих компонентов содержит эвтектику — ледебурит, а быстрорежущая сталь является ледебуритного класса.

Вторичные карбиды выделяются из твердой фазы — аустенита вследствие уменьшения растворимости в нем углерода при понижении температуры (аналогично выделению цемен-

тата из аустенита по линии SE на диаграмме Fe—Fe₃C), а также в результате перлитного превращения. Наличие в структуре эвтектики снижает механические свойства, в связи с чем заготовки из быстрорежущих сталей подвергают горячей ковке и прокату в целях улучшения структуры за счет раздробления эвтектики, после чего подвергают отжигу для улучшения структуры и обеспечения хорошей обрабатываемости резанием. Недостатком является возможность образования крупнозернистой структуры. Далее проводится разупрочняющий отжиг при температуре нагрева 840...860 °С для вольфрамовых и 800...830 °С для вольфрамомолибденовых сталей, т. е. выше температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, с длительной выдержкой, не менее 3 ч, и с последующим медленным охлаждением со скоростью не более 25...30 °С / ч, что обеспечивает структуру зернистого перлита с минимальной твердостью (не более 255 НВ) для удовлетворительной обрабатываемости резанием. В отожженном состоянии выполняются формообразующие операции, после которых осуществляется упрочняющая термическая обработка.

После формирования профиля изделия быстрорежущая сталь подвергается упрочняющей термической обработке, включающей закалку и отпуск, которые проводятся в целях получения высоких значений твердости и теплостойкости, при этом в структуре осуществляется мартенситное превращение с последующим дисперсионным твердением: обеспечивается высокая легированность мартенсита (при закалке) и интенсивное дисперсионное твердение (при отпуске).

Для обеспечения высокой легированности твердого раствора температура закалки быстрорежущих сталей должна превышать 1 200 °С, т. е. температура должна быть выше температур растворения карбидов быстрорежущих сталей: карбиды на основе хрома М₂₃С₆ полностью растворяются в аустените при 1 100 °С, карбиды на основе М₆С — свыше 1 200 °С, МС на основе ванадия — даже при более высоких температурах, в связи с чем температура закалки молибденовых сталей Р6М5 — 1 210...1 230 °С.

Однако после закалки в структуре остается часть нерастворившихся избыточных карбидов эвтектического происхождения и часть вторичных карбидов, имеющих довольно крупные зерна, что снижает прочность и вязкость.

Высокая концентрация углерода и легирующих компонентов в аустените, приводящая к снижению температур начала (Мн) и конца (Мк) мартенситного превращения, сохраняет в структуре закаленных быстрорежущих сталей достаточно большое количество (до 30 %) остаточного аустенита.

Таким образом, структура закаленных быстрорежущих сталей — мартенсит закалки, карбиды и остаточный аустенит. Изменения структуры быстрорежущей стали позволяют изменять ее свойства.

Разработанный метод аэродинамического звукового упрочнения (далее — АДУ) [2; 3], основанный на высокоэнергетическом низкотемпературном воздействии энергии, созданной резонансным воздействием акустических волн в звуковом спектре частот, позволяет за счет структурных изменений обеспечивать повышение ударной вязкости при сохранении исходной твердости, обеспечивая за счет этого повышение ресурса металлорежущего инструмента, работающего при процессах прерывистого резания, до 4,2 раз [4; 5].

В связи с тем, что структурно-фазовое состояние быстрорежущей стали, упрочненной аэродинамическим звуковым методом, никогда не исследовались, весьма актуальным является проведение таких исследований.

Материалы и методы исследования. Исследования проводились на специально подготовленных образцах.

Образцы в виде шлифов подготавливались для определения микротвердости с помощью светового и электронного микроскопов, а также количественного измерения структурных составляющих. Образцы вырезались из фрез Р6М5 абразивным кругом на основе Al₂O₃. Соблюдение параллельности между базовой и исследуемой поверхностями обеспечивалось за счет шлифования на плоскошлифовальном станке. Использовалась охлаждающая жидкость.

Далее образцы помещались внутрь литейной формы и заливались твердеющим веществом. Образцы, залитые в форму, шлифовались на полировальной машине Chennai Metco PMV023 с помощью набора шлифовальных водоупорных шкур на бумаге, изготовленных из зеленого корунда, начиная с среднезернистой и заканчивая мелкозернистой.

После этого проводили полировку шлифов для устранения имеющихся после разрезки неровностей поверхности без деформирования металла. Полировка шлифа осуществлялась механическим способом, при котором образцы осторожно обрабатывали тонким абразивом, действие которого принципиально не отличалось от действия абразивов при шлифовке. Для полировки использовали окись алюминия, окись хрома, окись железа. Механическую полировку производили на специальном полировальном станке, диск которого обтягивался фетром. Полировальный диск смачивался полировальной жидкостью, состоящей из воды, в которой во взвешенном состоянии находятся очень мелкодисперсные частицы полировального порошка: окись хрома, окись алюминия, окись железа. Полировка продолжалась 5...10 мин и заканчивалась после того, как микрошлиф приобретал зеркальную поверхность. Критерием готовности шлифа являлось отсутствие на нем дефектов в виде рисок.

На рисунке 1 изображены представители шлифов, используемых для исследований.

Микроструктура и размер зерна определялись по ГОСТам 9391-80 и 4872-75. Микроструктуру стали изучали на нетравленных и протравленных образцах. Травление осуществляли 4 %-ным раствором пикриновой кислоты в воде.

Исследование структуры образцов и элементного состава по структурным составляющим проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения Mira фирмы Tescan (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором фирмы Oxford Instruments Analytical (Великобритания). Погрешность метода в данном случае составляла 8...10 относительных процентов. Исследуемая поверхность с помощью СЭМ облучалась тонкофокусированным электронным пучком, находящимся либо в покое, либо в развернутом в растр по поверхности образца состоянии. В результате взаимодействия возникают вторичные электроны, отраженные электроны, характеристическое рентгеновское излучение, оже-электроны и фотоны различных энергий. Они рождаются в определенных объемах (областях генерации внутри образца) и используются для измерения многих его характеристик (состава, топографии поверхности, кристаллографической ориентации и т. д.). Следовательно, при съемке образцов в режиме вторичных электронов (SE) контраст на изображении создается за счет отражения электронного пучка от поверхности образца, т. е. создается само изображение.

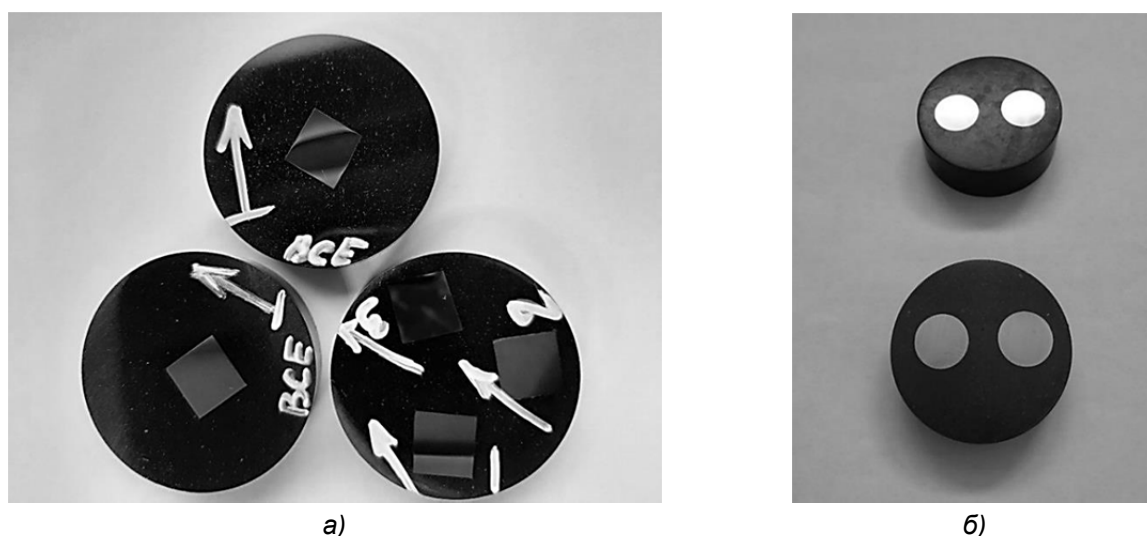


Рисунок 1. — Шлифы образцов, используемых для исследований:
а — из квадратных образцов; б — из круглых образцов

Сканирующий электронный микроскоп, имеющий высокое разрешение, достигающее 5...10 нм, является одним из наиболее универсальных приборов для исследования и анализа микроструктурных характеристик твердых тел. Одна из важных особенностей СЭМ состоит в том, что он позволяет наблюдать топографию твердого тела с разрешением и глубиной резкости, значительно превосходящими соответствующие показатели световых микроскопов. Информация при исследовании поверхности переносится отраженными вторичными электронами и другими имитирующими сигналами. Толщина образца не имеет особого значения. Тип используемого детектора, увеличение и другие параметры съемки указаны в информационной строке внизу каждого кадра.

Результаты исследования и их обсуждение. Известно, что на прочностные свойства быстрорежущих сталей заметное влияние оказывает содержание углерода в мартенсите, объемная доля вторичных карбидов, их дисперсность и распределение, а также количество остаточного аустенита. На показатели вязкости влияют величина зерна, форма и дисперсность карбидов [6].

Упрочнение аэродинамическим звуковым методом осуществлялось в установке, изготовленной по конструкторской документации КД ИЖАН.443249.001 (ширина × длина × высота — 180 × 480 × 550 мм) [4], по методике [7] последовательно на режиме 1 (давление подаваемого в камеру воздуха — 0,16 МПа, резонансная частота — 159 Гц), а затем на режиме 2 (давление подаваемого в камеру воздуха — 0,16 МПа, резонансная частота — 148 Гц). Перед каждым режимом упрочнения образцы нагревались до температуры 280 °С. Время упрочнения на режимах: первом — 5 мин, втором — 4 мин.

На рисунке 2 представлены микроструктуры сталей Р6М5 без упрочнения (*а*) и упрочненных аэродинамическим звуковым методом (*б*).

На приведенных снимках образцов из стали Р5М5 без упрочнения (*см.* рисунок 2, *а*) видно явное присутствие продольных деформационных линий, которые образовались при горячей прокатке круглого профиля.

Основной способ получения прутковых полуфабрикатов из быстрорежущих сталей путем горячей прокатки является наиболее дешевым в отличие от способа порошкового спекания. Однако при способе горячей прокатки быстрорежущих сталей из-за особенностей строения данного вида сталей в структуре происходят изменения вдоль направления прокатки, что серьезным образом сказывается на снижении прочностных свойств получаемых прутковых быстрорежущих сталей. Известно, что сориентированные вдоль оси деформации карбидные фазы приводят к анизотропии объемных изменений и возрастанию уровня термических напряжений, вызванных явлением фазового наклепа [8].

Наличие строчечности вдоль оси проката и неравномерное распределение карбидов по сечению проката является одним из существенных недостатков инструментальной стали Р6М5 в состоянии поставки в виде горячекатаных прутков, которые широко используются для изготовления металлорежущего, штампового и холодновысадочного инструмента. Имеющаяся структурная неоднородность снижает прочностные характеристики металлорежущего инструмента, особенно работающего со значительными ударными нагрузками. Например, на таких технологических операциях, как вырубка, пробивка, редуцирование, выдавливание, наличие строчечности приводит к адгезионному схватыванию и повышению чувствительности к усталостному выкрашиванию инструмента из быстрорежущих сталей Р6М5 [9—11].

Опасность наличия строчечности связана с тем, что если в инструменте линии строчечности будут направлены поперек режущего зуба, то в местах их скопления металл ослабнет и при наличии значительных поперечных, связанных с ударом нагрузок, произойдет выкрашивание зуба или его облом.

Анализ структурного состояния образцов стали Р6М5 с АДУ (*см.* рисунок 2, *б*) показывает, что строчечность в продольном направлении значительно уменьшается по сравнению с образцами в исходном состоянии (*см.* рисунок 2, *а*).

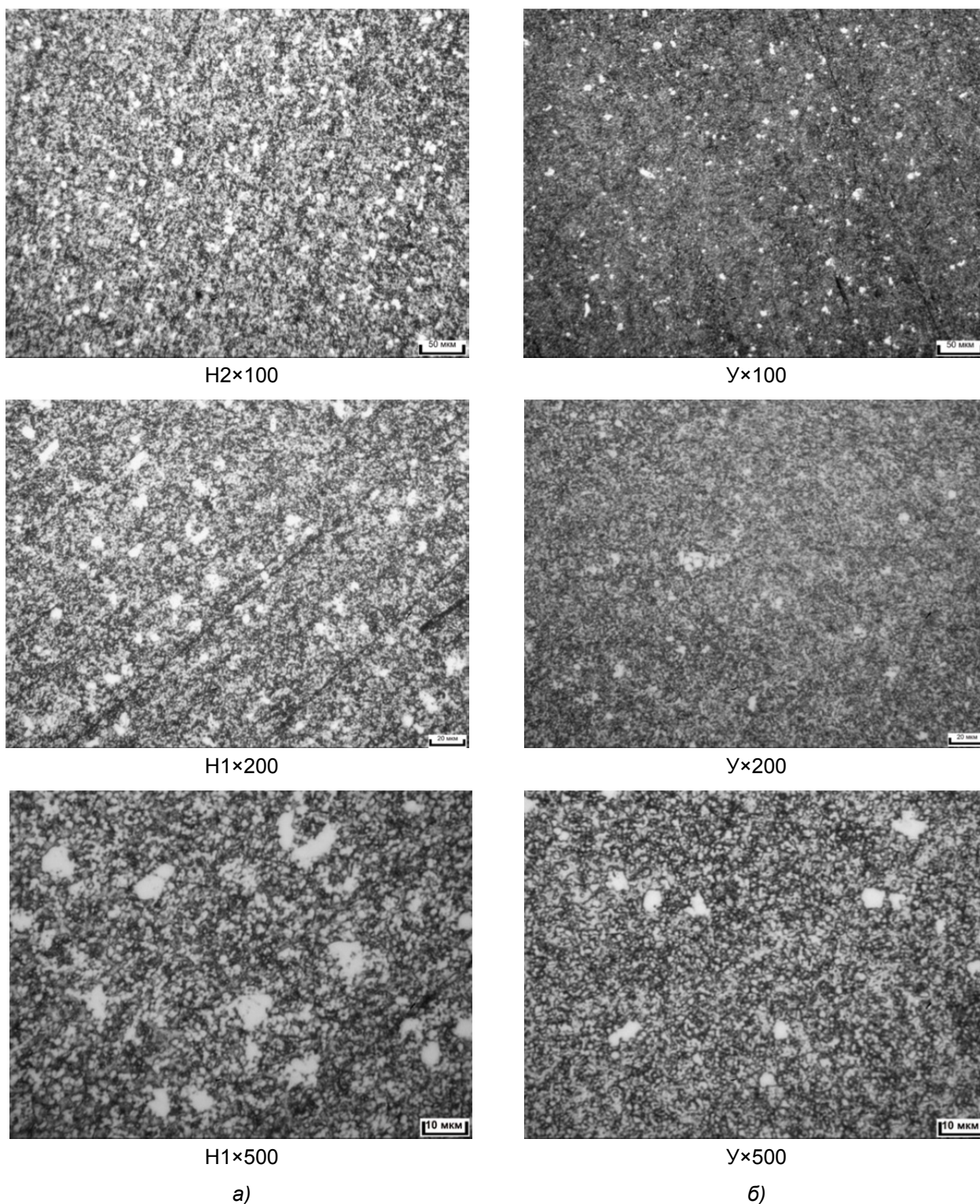


Рисунок 2. — Микроструктура стали P6M5 без упрочнения (а) и после АДУ (б)

Так, обработка стали P6M5 методом АДУ устраняет погрешности структуры в виде строчечности сориентированных вдоль оси деформации карбидных фаз из-за снижения структурной анизотропии, фазового наклепа, происходящих за счет релаксации структурных напряжений, плотности дислокаций.

Из рисунка 2 видно, что микроструктура закаленной и отпущенной стали P6M5 как без упрочнения, так и упрочненной АДУ, состоит из мелкоигльчатого мартенсита и большого

количества остаточного аустенита (темные места), а также из крупных первичных (крупные светлые включения) и более мелких вторичных карбидов (мелкие светлые включения).

Следует отметить, что при травлении основная структурная составляющая — мартенсит — из-за своей мелкоигльчатой структуры плохо выделяется. На первый взгляд создается картина присутствия только аустенита и карбидов. В действительности (см. рисунок 2) темные включения состоят из 60...70 % мартенсита и 25...30 % остаточного аустенита, а белые включения представляют собой 5,8...8,9 % карбидов.

Мартенсит, полученный при закалке стали из высоколегированного аустенита, является также высоколегированным и отвечает за высокую красностойкость и твердость. Сталь Р6М5 обладает красностойкостью, равной 620 °С, под которой понимается температура отпуска продолжительностью 4 ч, снижающая твердость стали до 58 HRC.

Количественные изменения в структуре мартенсита и остаточного аустенита у образцов стали Р6М5 без и с АДУ (см. рисунок 2) не зафиксированы при укрупненной визуализации (увеличение $\times 500$) структур с помощью человеческого глаза, без соответствующих приборов.

Известно, что высокие режущие свойства стали Р6М5 обеспечиваются благодаря наличию вторичных карбидов и легированием твердого раствора элементами, входящими в состав этих карбидов. Как видно из структур сталей Р6М5 без и с АДУ, при увеличении $\times 500$ (см. рисунок 2) количество и размеры вторичных карбидов не изменились после АДУ по сравнению с неупрочненными сталями.

В то же время размеры и количество первичных карбидов в неупрочненной стали Р6М5 (см. рисунок 2, а, $\times 500$) и в стали, упрочненной АДУ (см. рисунок 2, б, $\times 500$), значительно отличаются.

Роль первичных карбидов связана с тем, что они препятствуют росту аустенитного зерна. Без первичных карбидов при высоких температурах закалки (1 200 °С и выше) получилось бы крупное зерно аустенита и повышенная хрупкость, тогда как известно, что у большинства быстрорежущих сталей зерно мелкое [12]. Карбидная неоднородность способствует созданию значительной анизотропии свойств в сталях.

Форму, расположение и распределение эвтектических карбидов характеризуют баллом карбидной неоднородности. По ГОСТ 19265-73 для вольфрамомолибденовых сплавов балл карбидной неоднородности определялся сравнением с эталонами шкалы № 2. Как видно из рисунка 2, а, $\times 100$, сталь Р6М5 без упрочнения имеет балл 1. Сталь Р6М5 после АДУ (см. рисунок 2, б, $\times 100$) не имеет оценки карбидной неоднородности по ГОСТ 19265-73, т. е. карбидная структура значительно однороднее, чем сталь с неупрочненной структурой.

Следовательно, обработка быстрорежущей стали Р6М5 аэродинамическим звуковым методом позволяет обеспечивать снижение балла карбидной неоднородности на 1 балл.

В таблице 1 приведено количество первичных карбидов и их размеры для стали Р6М5 без и после АДУ.

Анализ замеров количества первичных карбидов и их размеров для стали Р6М5 без и с АДУ (см. рисунок 2, $\times 500$, таблица 2) показывает, что у образцов стали Р6М5 без упрочнения размеры первичных карбидов равны 7...15 мкм и количество составляет 21 шт. на площади 0,008 мм², а у образцов стали Р6М5, упрочненной аэродинамическим звуковым методом, — 3...8 мкм и 13 шт., т. е. сокращается их количество в 1,6 раза.

Это позволяет сделать вывод о том, что применение метода АДУ значительно улучшает однородность структуры стали Р6М5.

Т а б л и ц а 2. — Количество первичных карбидов и их размеры для стали Р6М5 без и с АДУ

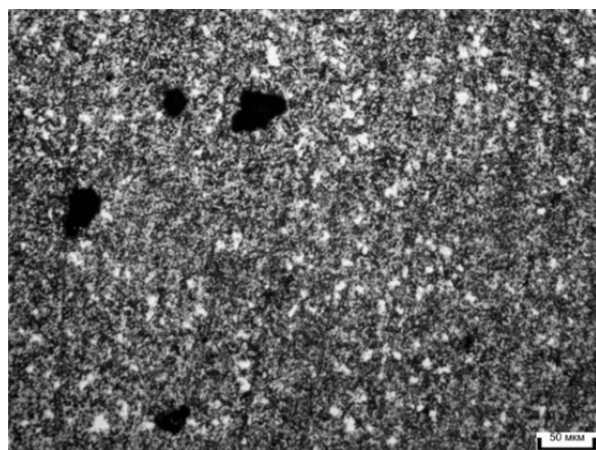
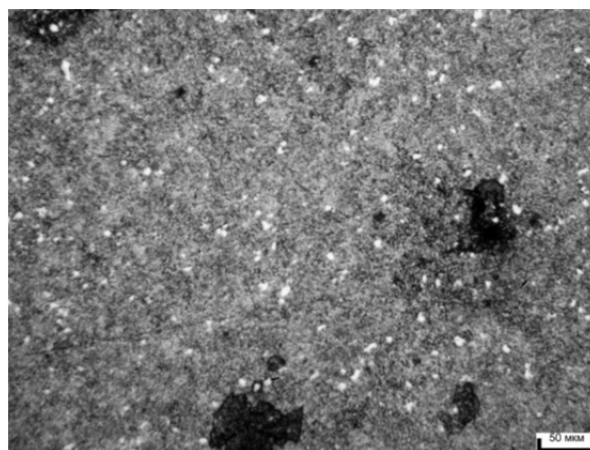
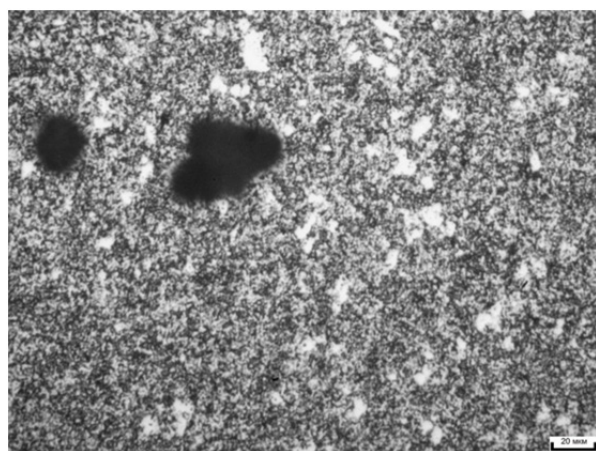
Состояние стали	Количество первичных карбидов на площади 0,008 мм ² и их размеры, мкм																				
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Без АДУ	7	12	7	7	8	9	12	8	14	13	10	11	14	15	10	7	10	8	7	9	12
С АДУ	6	6	8	8	8	6	5	5	5	5	4	3	5	—	—	—	—	—	—	—	—

При увеличении $\times 200$ видно, что на образцах стали Р6М5 без упрочнения (рисунок 3, а) присутствуют крупные частицы карбидов размером 8...12 мкм, которые представляют собой конгломераты сросшихся небольших частиц и имеющих вытянутую форму.

Известно, что качество быстрорежущей стали определяется степенью прокованности. Недостаточная проковка проявляется посредством наличия карбидной ликвации, характеризующейся наличием остатков участков ледебуритной эвтектики (первичных карбидов), не разбитых ковкой или прокаткой [12]. Наличие карбидной ликвации резко понижает механические свойства стали. Карбидная ликвация резко усиливает микроскопическую неоднородность металла, в случае выхода такой неоднородности на рабочую поверхность инструмента значительно ускоряется начало разрушения рабочей поверхности инструмента. Как правило, для быстрорежущей стали Р6М5, идущей на производство инструмента, карбидная ликвация ограничивается двумя баллами.

Как видно из рисунка 3, б, на образцах стали Р6М5, упрочненных аэродинамическим звуковым методом, также присутствуют крупные частицы карбидов размером 8...12 мкм, представляющие собой конгломераты сросшихся небольших частиц и имеющих вытянутую форму.

Известно, что карбидная неоднородность существенно влияет на прочностные свойства деформируемой стали после закалки и отпуска. По мере увеличения карбидной неоднородности прочностные свойства ухудшаются, что приводит к снижению стойкости инструмента в результате выкрашивания режущей кромки или его поломки.

Н \times 100У2 \times 100Н \times 200

а)

У2 \times 200

б)

Рисунок 3. — Карбидная ликвация в быстрорежущих сталях Р6М5 без упрочнения (а) и с АДУ (б)

Крупные карбиды менее эффективно задерживают рост зерна, слабее связаны с матрицей и быстрее выкрашиваются из рабочей кромки инструмента при его эксплуатации. Известно, что при увеличении размеров карбидов с 8...10 до 15...20 мкм наблюдается снижение стойкости инструмента в 2 раза в тех случаях, когда радиус закругления режущей кромки соизмерим с размерами крупных карбидов и когда инструмент работает с малыми толщинами среза [13]. Структурная однородность стали Р5М5 повышает такие свойства, как теплостойкость и износостойкость. Использование инструмента из стали Р5М5, работающего при процессах прерывистого резания, имеющего однородную структуру, способно повысить их прочностные и стойкостные характеристики [8].

Обработка стали Р6М5 методом АДУ не ликвидирует структурные погрешности в виде карбидной ликвации, полученной при прокатке стали.

В работе [14] указывается, что улучшение структуры быстрорежущей стали за счет уменьшения карбидной неоднородности приводит к повышению ударной вязкости быстрорежущей стали Р6М5.

В связи с тем, что в данных исследованиях получены аналогичные результаты, связанные с достижением структурной карбидной однородности для стали Р6М5, но только не на стадии первичной кристаллизации в сталях, а на стадии улучшения готового продукта, что является весьма дешевым и производительным методом структурного улучшения инструмента, весьма актуальным является проведение в дальнейшем исследований по влиянию метода АДУ на повышение ударной вязкости стали Р6М5.

Заключение. Установлено, что метод АДУ [2; 3], основанный на высокоэнергетическом низкотемпературном воздействии энергии, созданной резонансным воздействием акустических волн в звуковом спектре частот, при воздействии на быстрорежущую сталь Р6М5 позволяет:

- 1) обеспечивать устранение погрешности структуры в виде строчечности и сориентированных вдоль оси деформации карбидных фаз из-за снижения структурной анизотропии, фазового наклепа, происходящих за счет релаксации структурных напряжений, плотности дислокаций;
- 2) обеспечивать снижение балла карбидной неоднородности на 1 балл;
- 3) значительно уменьшать размеры первичных карбидов с 7...15 до 3...8 мкм и сокращать их количество в 1,6 раза, т. е. применение метода АДУ значительно улучшает однородность структуры стали Р6М5.

Также установлено, что обработка быстрорежущей стали Р6М5 методом АДУ не ликвидирует структурные погрешности в виде карбидной ликвации, полученной при прокатке стали.

Полученные результаты исследований, связанные с достижением структурной карбидной однородности для быстрорежущей стали Р6М5 за счет воздействия методом АДУ на стадии улучшения готового продукта, что является достаточно дешевым и производительным методом структурного улучшения инструмента, показывают, что весьма перспективно проведение в дальнейшем исследований по влиянию методом АДУ на повышение ударной вязкости стали Р6М5, результатом которого может быть повышение ресурса инструмента быстрорежущей стали Р6М5 при прерывистых процессах резания.

Список цитированных источников

1. Жигалов, А. Н. Оптимизация износа и ресурса металлорежущего твердосплавного инструмента сплава В35, упрочненного аэродинамическим звуковым методом / А. Н. Жигалов, И. А. Горавский, Д. Д. Богдан // Вестн. БарГУ. Сер. «Технические науки». — 2020. — Вып. № 8. — С. 21—32.
2. Способ аэродинамического упрочнения изделий : пат. ВУ 2557175 / А. Н. Жигалов, Г. Ф. Шатуров, В. М. Головков ; дата опубл.: 20.07.2015.
3. Способ аэродинамического упрочнения изделий : пат. ВУ 21049 / А. Н. Жигалов, Г. Ф. Шатуров, В. М. Головков. ; дата опубл.: 30.06.2017.
4. Жигалов, А. Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.07 / А. Н. Жигалов. — Минск, 2021. — 382 л.

5. Жигалов, А. Н. Теоретические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания : монография / А. Н. Жигалов, В. К. Шелег. — Могилев : МГУП, 2019. — 213 с.
6. Христофорова, Т. А. Структура и свойства стали Р6М5 после электроотпуска / Т. А. Христофорова, Е. А. Кузьменко. — Харьков : Нац. техн. ун-т ХПИ, 2016. — 377 с.
7. Горавский, И. А. Методика проведения аэродинамического звукового упрочнения осевого фрезерного инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 / И. А. Горавский, А. Н. Жигалов, Т. В. Дейхина // Векторы инновационного развития : материалы I Междунар. науч.-практ. конф., 11 дек. 2020 г. / Баранович. гос. ун-т. — Барановичи : БарГУ, 2020. — С. 83—84.
8. Формирование структуры и свойств в инструментальной быстрорежущей стали методом холодной интенсивной деформации и последующей термической обработкой / Э. Ф. Хайретдинов [и др.] // Материалы физики и механики. — 2016. — № 27. — С. 205—214.
9. Околович, Г. А. Штамповые стали для холодного деформирования металлов : монография / Г. А. Околович. — Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2010. — 202 с.
10. Жернаков, В. С. Проектирование составного холодновысадочного инструмента / В. С. Жернаков, А. А. Кузьминых, Р. Якупов. — М. : Машиностроение, 1999. — 221 с.
11. Скрынченко, Ю. М. Работоспособность и свойства инструментальных сталей / Ю. М. Скрынченко, Л. А. Позняк. — Киев : Наук. думка, 1979. — 167 с.
12. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. — М. : Металлургия, 1986. — 544 с.
13. Материаловедение : учеб. для высш. техн. учеб. заведений / Б. Н. Арзамасов [и др.]. — М. : Машиностроение, 1986. — 384 с.
14. Перспективы использования быстрорежущих сталей для изготовления литого металлорежущего инструмента. Пути улучшения структуры и свойств / А. С. Чаус [и др.] // Литье и металлургия. — 2004. — № 2 (30). — С. 98—104.

Поступила в редакцию 28.02.2022.