



The paper discusses special features of heat treatment of axial (end) cutting tool bimetallic billets made using the resource-saving technology with the aid of simultaneous hot plastic deforming through a forming die. The microstructure and hardness of 40X and P6M5 steels have been investigated after subjecting them to various conditions of heat treatment.

А. М. МИЛЮКОВА, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»

УДК 621.785:669.14.018.25

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ P6M5 И 40X ПОСЛЕ СОВМЕСТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

### Введение

Использование ресурсосберегающей технологии формообразования горячим выдавливанием дает возможность инструментальной промышленности при минимальном расходе высоколегированной стали получать заготовки концевой режущего инструмента по форме, близкой к готовому изделию, и одновременно повышать его эксплуатационные свойства. В Физико-техническом институте Национальной академии наук Беларуси разработана ресурсосберегающая технология получения биметаллического концевой режущего инструмента, в основу которой положена операция образования соединения рабочей (быстрорежущая сталь P6M5) и хвостовой (конструкционная сталь 40X) частей путем совместной горячей пластической деформации при выдавливании профильной рабочей части через матрицу соответствующей конфигурации [1].

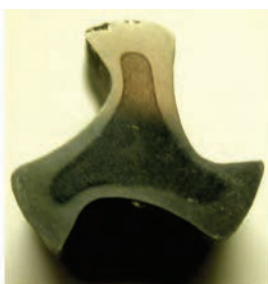
На рис. 1 представлены поперечный и продольный разрезы биметаллической заготовки. Поперечный образец (рис. 1, а), на котором хорошо виден профиль заготовки, вырезан из середины режущей части заготовки.

Продольный образец (рис. 1, б) демонстрирует конструкцию заготовки [2] и содержит ее режу-

щую и хвостовую части. Вдоль всей линии контакта режущей и хвостовой частей заготовки нет дефектов, которые могут получиться при сварке трением (раковины, кольцевые трещины, свищи). Соединение представляет собой однородную, без микротрещин и расслоений адгезионную связь.

Поскольку высоколегированная быстрорежущая сталь P6M5 относится к малопластичным материалам, что связано с ее низкой технологической пластичностью, высоким сопротивлением деформированию, умеренной теплостойкостью и узким температурным интервалом деформирования, а сталь 40X относится к низколегированным сталям невысокой прокаливаемости, их высокопрочное соединение горячим выдавливанием получено при оптимальных режимах технологического процесса.

С целью определения оптимальных температурных режимов обработки биметаллических заготовок, полученных горячим выдавливанием из сталей P6M5 и 40X, были проведены предварительные исследования образцов сталей P6M5 и 40X после проведения совместной термообработки при различных температурах: 950, 1050, 1150 и 1220 °С и последующего отпуска, а также различных участков биметаллической заготовки до и после отжига и закалки.



а



б

Рис. 1. Образцы биметаллической заготовки метчика машинного: а – поперечный; б – продольный

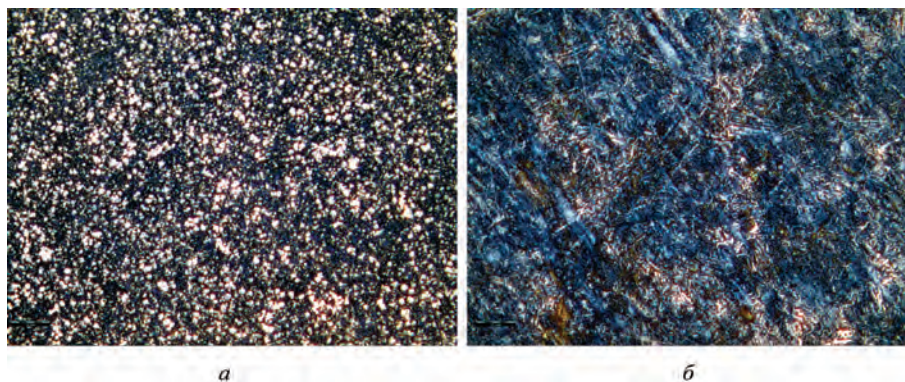


Рис. 2. Микроструктуры сталей в исходном состоянии: *a* – сталь Р6М5; *б* – сталь 40Х. ×500

Представляет интерес состояние части хвостовика из стали 40Х, внедренной в рабочую часть из стали Р6М5 (рис. 1, *б*) после закалки рабочей части заготовки биметаллического инструмента, поскольку термическая обработка сталей Р6М5 и 40Х значительно отличается по температуре (1220 и 850 °С).

В исходном состоянии сталь Р6М5 имеет ферритную основу с выделениями карбидов Cr, W, V, Мо (рис. 2, *а*), а сталь 40Х в исходном состоянии имеет перлитную структуру (рис. 2, *б*). Твердость их приблизительно одинакова и составляет HRC 21–26.

#### Методика эксперимента

Для проведения исследований структурно-фазовых превращений сталей Р6М5 и 40Х были изготовлены образцы цилиндрической формы диаметром 20 мм и высотой 15 мм из сталей Р6М5 и 40Х. Сталь 40Х использовали в состоянии поставки с ферритно-перлитной структурой. На образцах из стали Р6М5 была проведена предварительная закалка с температуры 1220 °С (четыре образца) и закалка с отпуском 1220 + 560 °С (4 образца) в заводских условиях с использованием соляной ванны для предотвращения обезуглероживания. Окончательную термообработку (закалка с различных температур) проводили в лабораторной печи LH 09/13 Sokol Therm с максимальной температурой нагрева 1340 °С. Отпуск образцов из стали 40Х производили при температуре 460 °С в течение 2 ч, образцов из стали Р6М5 – при температуре 560 °С в течение 1,5 ч не менее 3 раз. На печном пульте управления выставляли указанные выше температуры с выдержкой 15–20 мин. По достижении нужной температуры в печь помещали образцы. При этом снижалась температура в печи. Время нахождения образцов в печи около 3 мин. По достижении установленной температуры в печи образцы извлекали из нее и закачивали в воде. Таким же образом производили закалку образцов при температурах 950, 1050, 1150, 1220 °С.

Микроструктурный анализ осуществляли на металлографическом комплексе МГК-1 на основе микроскопа МКИ-2М, а измерение твердости – на твердомере ТК-2М типа «Роквелл» по ГОСТ 9012–59. Измерения микротвердости образцов биметаллической заготовки метчика выполняли на компьютеризированном микротвердомере Duramin-5 с нагрузкой 50 кгс в течение 12 с на двух образцах (поперечном и продольном).

#### Результаты исследований и их обсуждение

Твердость образцов сталей Р6М5 и 40Х после различных видов термической обработки приведена в таблице.

Твердость образцов сталей Р6М5 и 40Х

Сталь	Твердость образцов HRC при различных температурах закалки, °С			
	950	1050	1150	1220
Р6М5 после закалки и отпуска	50	58	63,5	63
Р6М5 после закалки	55	56	63	63,5
40Х после закалки	54,6	51,4	57	54
40Х после закалки и отпуска	39	38,5	40	40

Анализ микроструктур образцов из быстрорежущей стали Р6М5, прошедших предварительную закалку от температуры 1220 °С и отпуск от температуры 560 °С в заводских условиях в соляных ваннах, показал, что сталь Р6М5 при различных температурах закалки имеет основу, состоящую из мартенсита и карбидов типа  $M_{23}C_6$ . Чем выше температура закалки, тем больше растворяется карбидов. Даже при очень высокой температуре нагрева растворяется лишь часть карбидов – около 70%. Выдержка при низких температурах (950–1000 °С) приводит к растворению только карбида  $M_{23}C_6$ , что насыщает аустенит хромом, углеродом и частично ванадием. Растворение основного карбида



$M_6C$  протекает при более высокой температуре (1050–1300 °С), что позволяет перевести в аустенит до 6% W, 0,5% Cr и около 1% V, присутствующих в карбиде. Структура стали Р6М5 после выдержки и закалки с 950 °С, кроме мартенситной основы, состоит из достаточно большого количества крупных карбидов (рис. 3, а). В соответствии с вышесказанным при этой температуре растворяется в основном карбид типа  $M_{23}C_6$ . Поэтому сталь имеет низкую твердость – 50 HRC. С повышением температуры закалки до 1050 °С растворяется большее количество карбидов (рис. 3, б). Кроме карбида типа  $M_{23}C_6$ , частично растворяется основной карбид  $M_6C$  и соответственно увеличивается твердость стали до 58 HRC. Повышение температуры закалки до 1150 и 1220 °С приводит к дальнейшему растворению карбида  $M_6C$  (рис. 3, в, г). Количество и размер карбидов уменьшаются и соответственно увеличивается твердость стали до 63,0–63,5 HRC.

Аналогичным образом выглядит структура стали Р6М5, прошедшей только закалку с 1220 °С в заводских условиях и закалку с выдержкой при температурах 950, 1050, 1150 и 1220 °С в лабораторных условиях. Микроструктура их представлена на рис. 4.

По данным [3], для получения высоких эксплуатационных свойств режущего инструмента оптимальной температурой закалки стали Р6М5 является 1220 °С и это подтвердили наши исследования.

Температура закалки стали Р6М5 для закалки стали 40Х является явно завышенной. Тем не менее, представляет интерес исследование структуры и механических свойств (твердости) стали 40Х после закалки с температур 950, 1050, 1150 и 1220 °С. Микроструктура образцов стали 40Х, закаленных с различных температур с 3-минутной выдержкой при вышеуказанных температурах, представлена на рис. 5.

Все они имеют мартенситную структуру и отличаются только размером игл мартенсита. Чем выше температура закалки, тем более грубый образует мартенсит. Твердость стали при всех температурах закалки приблизительно одинакова и составляет 52–57 HRC.

На закаленных образцах из стали 40Х проведена операция отпуска (460 °С, 2 ч) в лабораторных условиях. Структура их показана на рис. 6 и представляет собой мартенсит отпуска. Чем выше предыдущая температура закалки, тем он более грубый. Твердость стали после отпуска не зависит от пред-

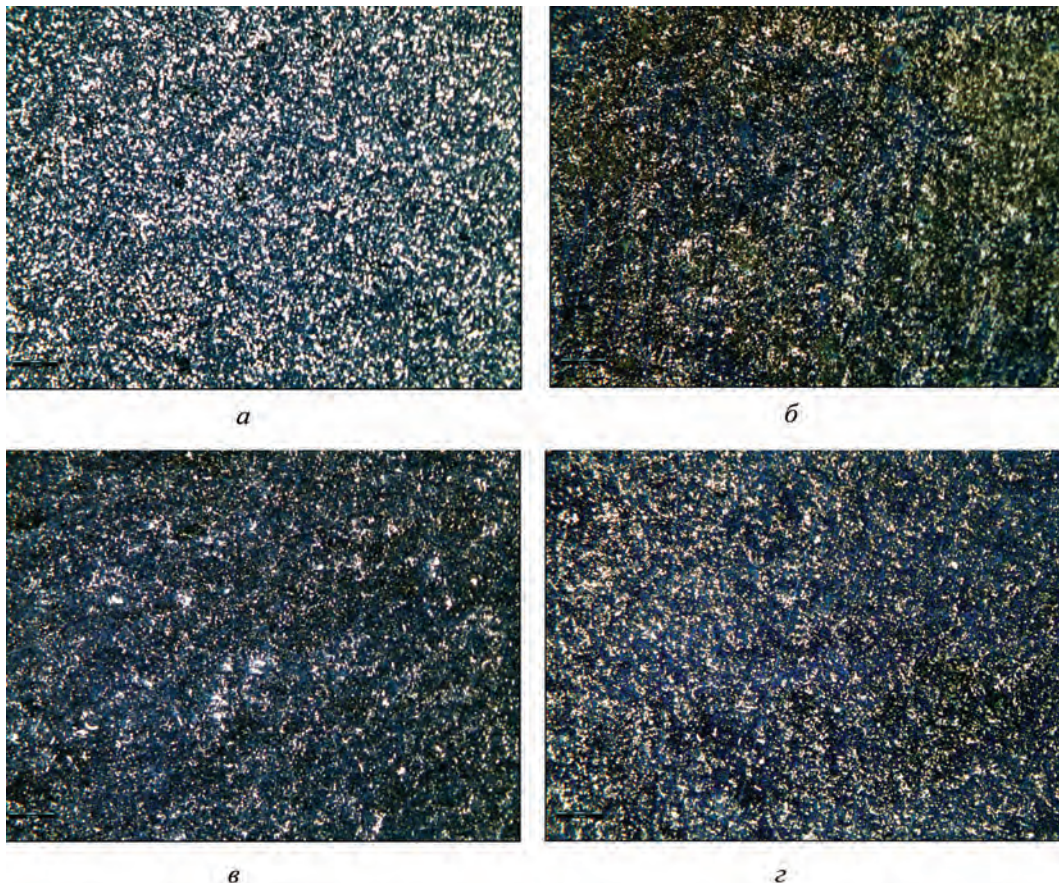


Рис. 3. Микроструктура стали Р6М5: а – температура закалки 950 °С; б – 1050; в – 1150; г – температура закалки 1220 °С. ×250



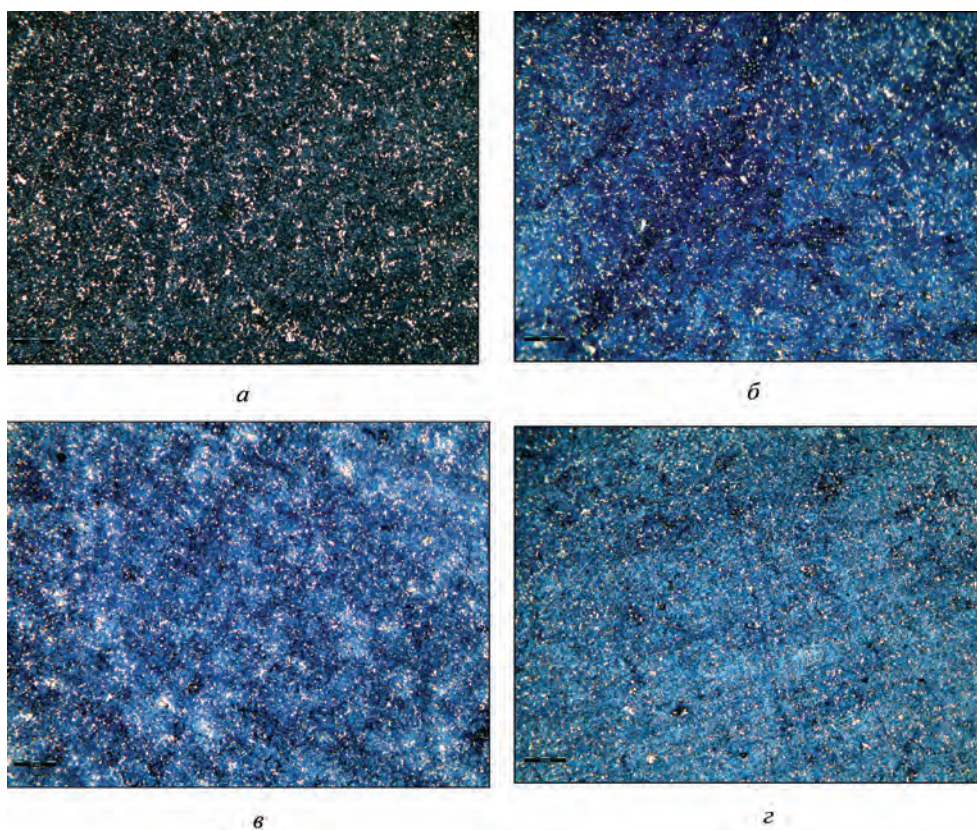


Рис. 4. Микроструктура стали P6M5 при различных температурах: *a* – температура заковки 950 °C; *б* – 1050; *в* – 1150; *г* – температура заковки 1220 °C. ×250

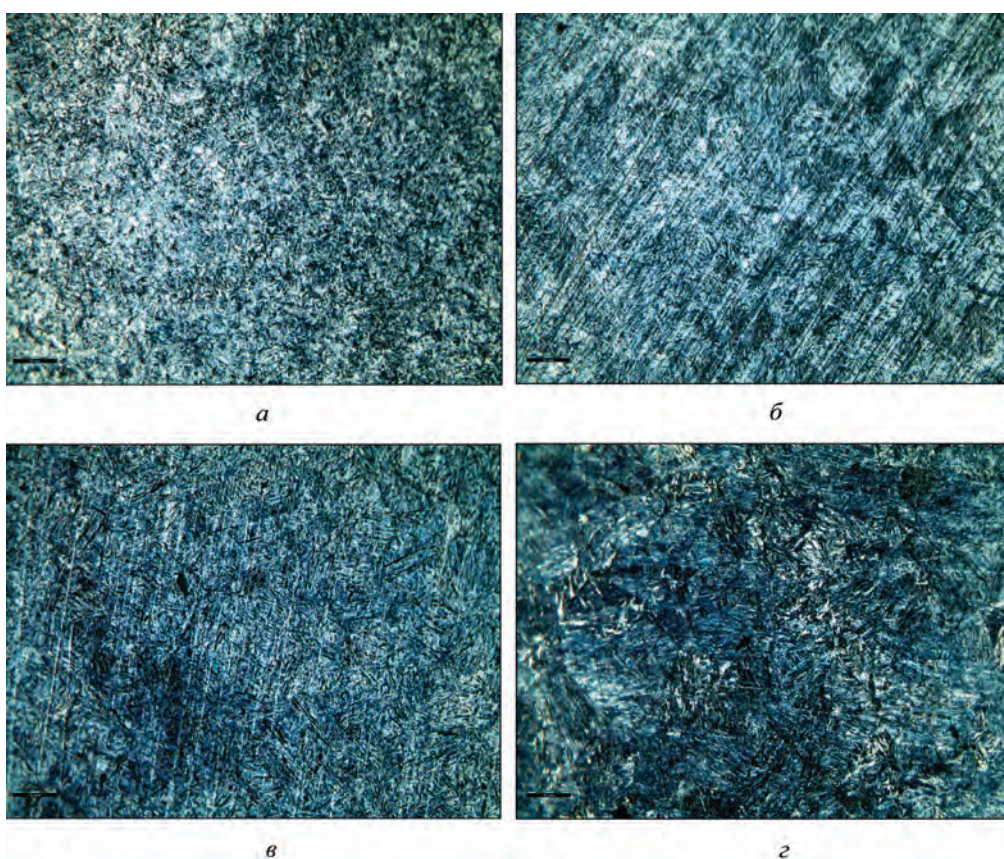


Рис. 5. Микроструктура стали 40X в закаленном состоянии: *a* – температура заковки 950 °C; *б* – 1050; *в* – 1150; *г* – температура заковки 1220 °C. ×250



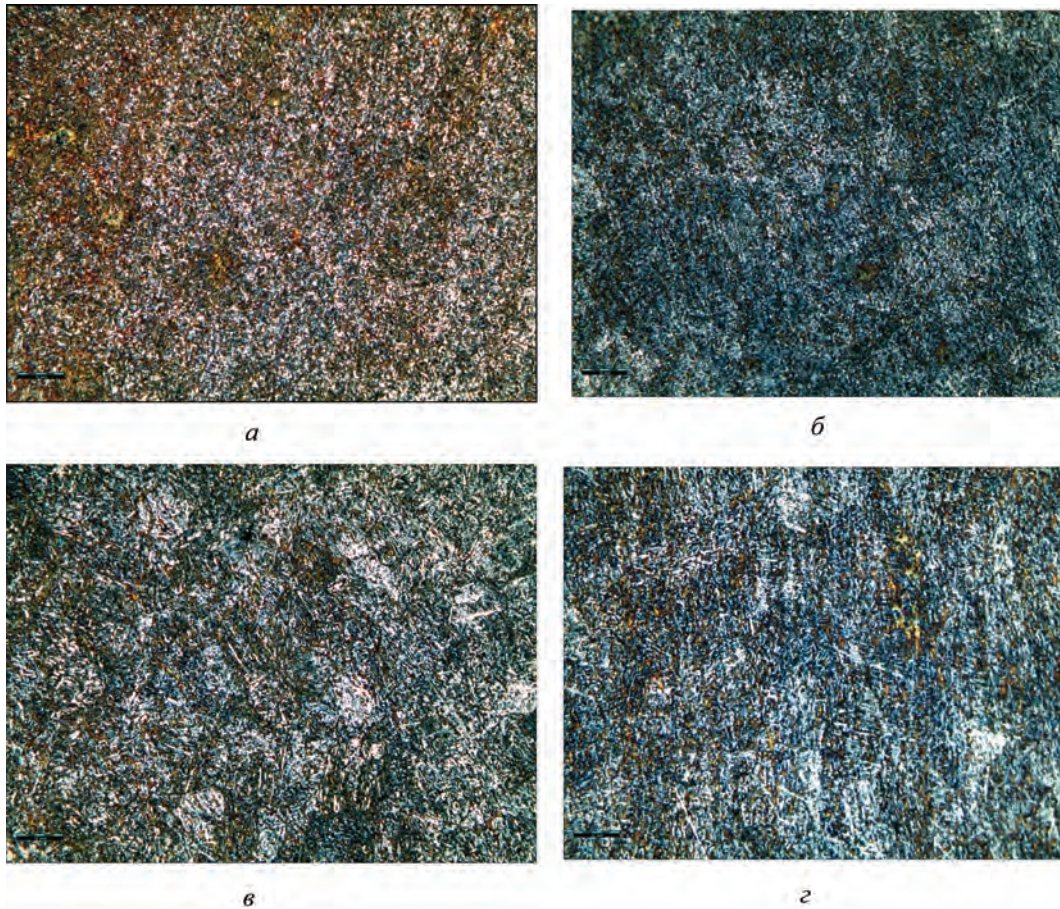


Рис. 6. Микроструктура стали 40X после закалки и отпуска при 460 °С: *а* – температура закалки 950 °С; *б* – 1050; *в* – 1150; *г* – температура закалки 1220 °С.  $\times 250$

варительной температуры закалки и составляет 38,5–40 HRC.

По условиям проведения экспериментов нам удалось ограничить время нагрева образцов в печи при температуре закалки до 3 мин, что в 2 раза превышает время выдержки под закалку рабочей части метчика из стали Р6М5 с внедренным в нее хвостовиком из стали 40X. Тем не менее, при этом времени выдержки при температуре 1220 °С сохраняется высокая твердость стали 40X – 40 HRC.

С целью определения влияния горячего деформирования, а также закалки на структуру и механические свойства исследуемых сталей проведены металлографические исследования образцов биметаллической заготовки в различных направлениях.

После получения биметаллической заготовки горячим выдавливанием проведено измерение твердости ее составных частей: твердость рабочей части (сталь Р6М5) составила HRC 60, а хвостовика (сталь 40X) – HRC 33, т. е. горячее деформиро-

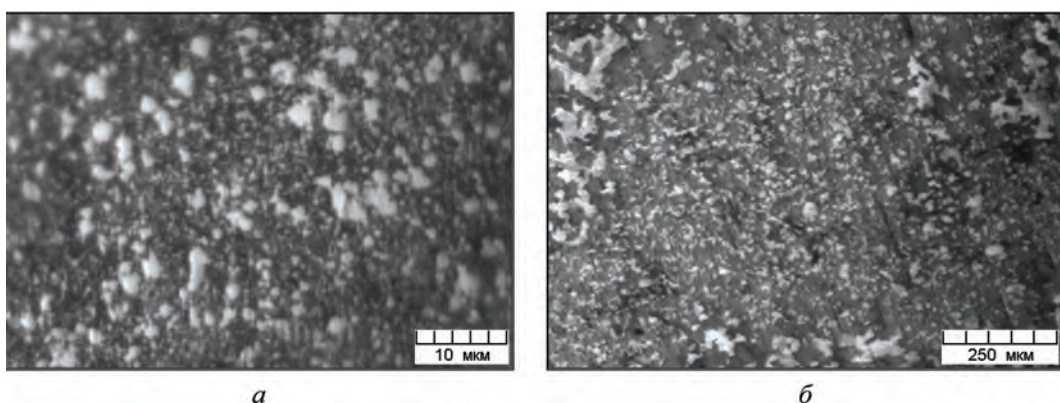


Рис. 7. Микроструктура сталей после проведения горячего деформирования биметаллической заготовки: *а* – сталь Р6М5; *б* – сталь 40X, центр образца. *а* –  $\times 500$ ; *б* –  $\times 400$



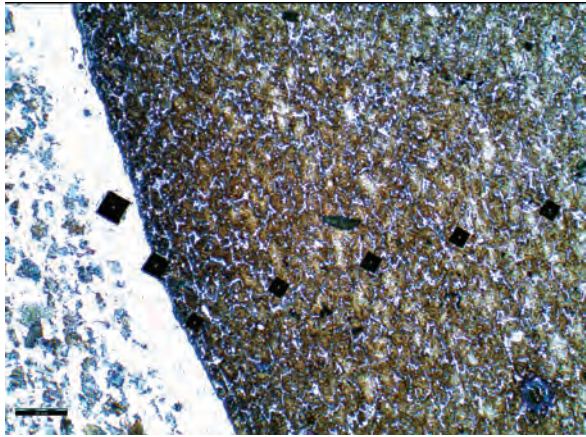


Рис. 8. Измерение микротвердости поперечного сечения биметаллической заготовки в зоне перехода сталь Р6М5 – 40Х до ТО.  $\times 400$

вание увеличило твердость сталей по сравнению с исходным металлом.

На рис. 7 представлены микроструктуры сталей из поперечного образца биметаллической заготовки (см. рис. 1, а), полученной прямым горячим выдавливанием до закалки. Сталь Р6М5 (рис. 7, а) имеет основу из  $\alpha$ -твердого раствора с мелкими округлыми выделениями карбидов легирующих элементов (Cr, W, V и др.). По периметру централь-

ной части сталь 40Х (рис. 7, б) имеет ферритно-перлитную структуру с заметно большим размером зерен, чем в центральной части. За счет больших усилий всестороннего сжатия при выдавливании зерна в центральной части значительно измельчены и имеют однородный характер.

Измерения микротвердости проводили до термообработки на поперечном образце, представленном на рис. 1, а, в области от края зуба к краю стружечной канавки через центральную часть и переходную зону (рис. 8).

Результаты измерений микротвердости в поперечном сечении биметаллической заготовки представлены на рис. 9.

Из рисунка видно, что микротвердость в поперечном сечении биметаллической заготовки меняется в зависимости от части образца: самую высокую микротвердость имеет переходная зона между сталями Р6М5 и 40Х, а самую низкую – центральная часть образца (сталь 40Х).

При горячем выдавливании биметаллической заготовки через профильную матрицу наибольшей деформации подвергается рабочая часть заготовки в области стружечной канавки концевого инструмента (76%). Горячее деформирование измельчило

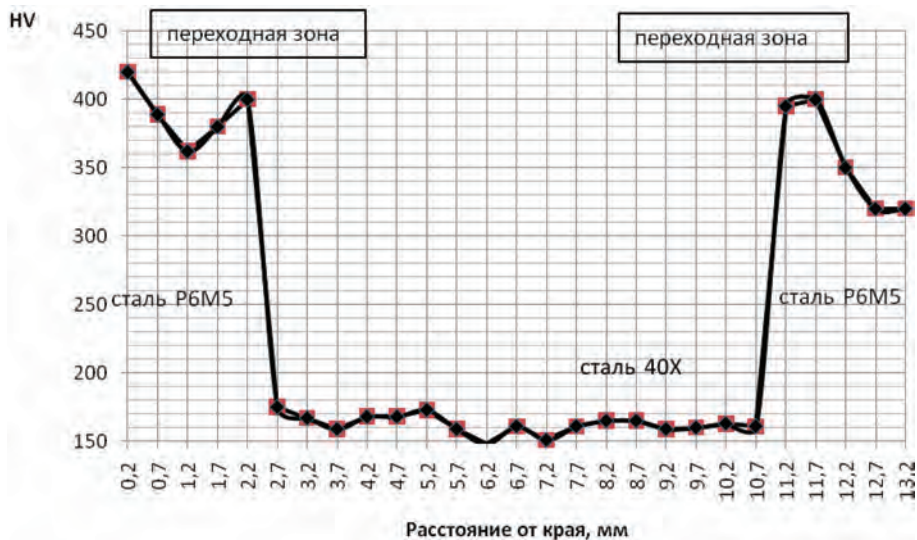


Рис. 9. Изменение микротвердости поперечного сечения биметаллической заготовки в направлении от края зуба через центр к краю стружечной канавки



Рис. 10. Зоны измерения микротвердости в продольном сечении биметаллической заготовки: а – поперек заготовки от края к центру; б – сталь 40Х в центре заготовки в направлении от режущей части к хвостовику. а –  $\times 5$ ; б –  $\times 3$

структуру, что улучшило механические свойства готового инструмента.

На рис. 10 показаны области в продольном образце биметаллической заготовки, на которых проведены измерения микротвердости, а на рис. 11 – результаты измерений.

Анализ результатов измерения микротвердости показал, что поперек продольного сечения от края к центру микротвердость соответствует исследуемой стали и переходная зона имеет самую высокую микротвердость HV 360. Сталь 40X в центре продольного сечения в направлении от режущей части к хвостовику имеет относительно стабильные значения микротвердости в интервале HV 210–240.

На рис. 12 представлены микроструктуры выдавленной биметаллической заготовки метчика в поперечном сечении после основной термообработки заготовки (закалка, отпуск). После деформи-

рования, закалки и отпуска сталь Р6М5 имеет такую же структуру, как в исходном состоянии, но выделения карбидов более дисперсны, и твердость составляет HRC 64. После горячего выдавливания и термообработки биметаллической заготовки сталь 40X, находящаяся внутри рабочей части, имеет структуру мартенсита отпуска и твердость HRC 33, а хвостовик – HRC 37. Вследствие термомеханического воздействия на структуру стали в процессе деформации и последеформационный период происходит измельчение и формоизменение исходного аустенитного зерна, что влияет на характер структурных превращений при отпуске, дисперсность и распределение карбидов.

Металлографические исследования микроструктуры биметаллических заготовок показали, что прочностные показатели биметаллического изделия, полученного методом горячего выдавливания, возрастают за счет образования текстуры вдоль на-

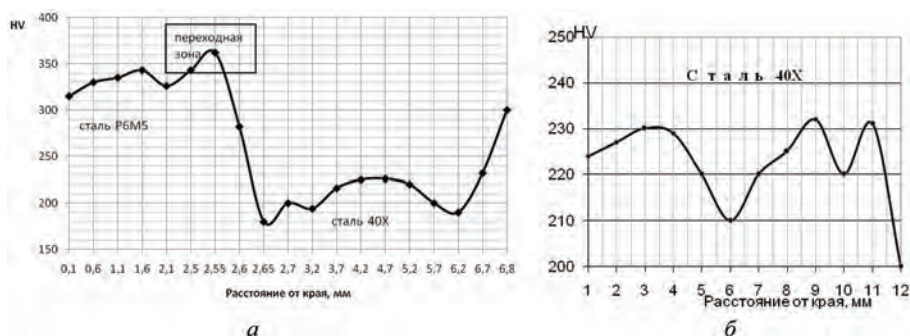


Рис. 11. Изменение микротвердости продольного сечения биметаллической заготовки: *а* – поперек от края к центру; *б* – сталь 40X в центре образца в направлении от режущей части к хвостовику

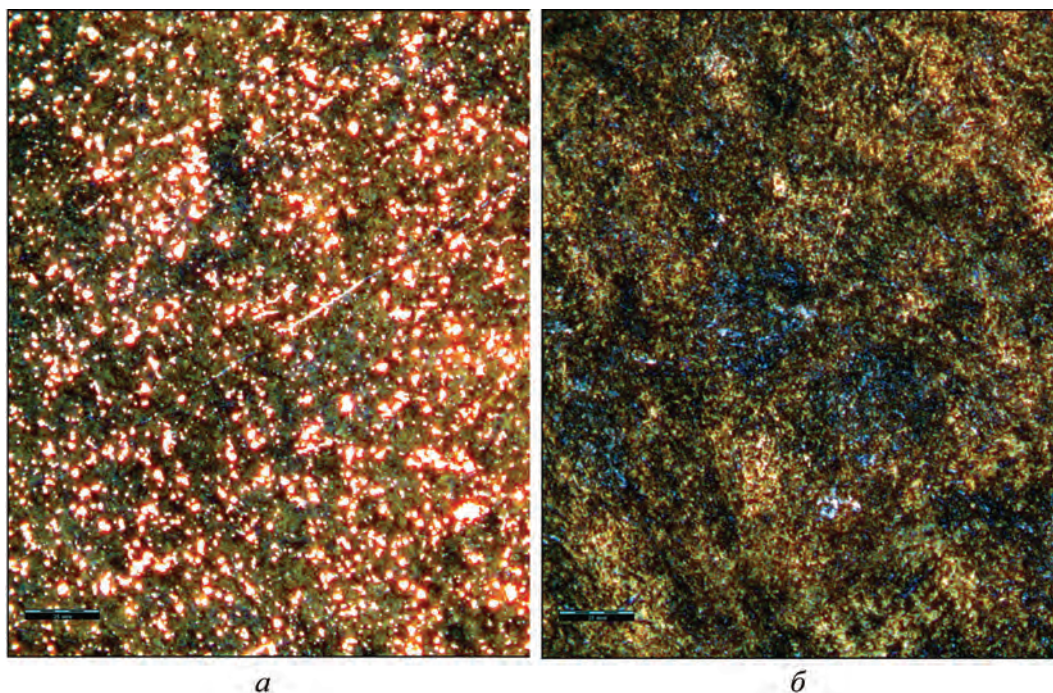


Рис. 12. Микроструктура сталей в поперечном сечении биметаллической заготовки метчика после ТО: *а* – сталь Р6М5; *б* – сталь 40X.  $\times 400$



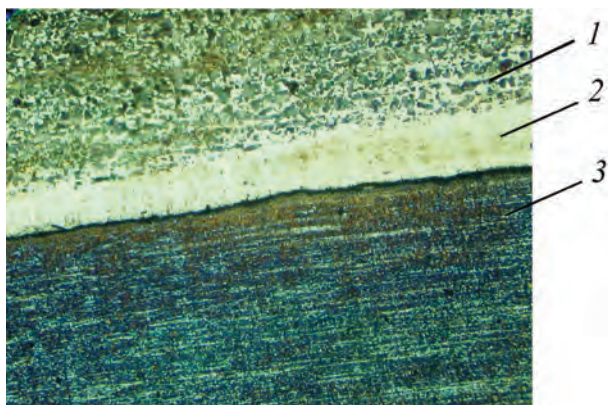


Рис. 13. Микроструктура продольного разреза биметаллической заготовки метчика: 1 – сталь 40X; 2 – переходная зона; 3 – сталь P6M5

правления деформирования как в стали P6M5, так и в стали 40X, а также за счет мелкодисперсной однородной структуры в центральной части заготовки (сталь 40X), которая играет роль прочного и в то же время пластичного стержня, увеличивая прочность изделия на изгиб и кручение [4].

Экспериментальные исследования на прочность полученных биметаллических заготовок по-

казали, что прочность соединения составных частей в полученных биметаллических заготовках инструмента (550 МПа) превосходит прочность биметаллических заготовок, полученных сваркой, трением и пайкой на 13% [5].

### Выводы

Металлографический анализ и исследование механических свойств образцов сталей 40X и P6M5 после различных режимов термообработки и биметаллических образцов, полученных горячим выдавливанием, позволили определить оптимальную температуру проведения термообработки для получения биметаллического изделия высокого качества. Рассмотрены особенности структурно-фазовых превращений сталей P6M5 и 40X. Ресурсосберегающая, упрочняющая технология позволяет повысить прочность соединения составных частей инструмента, улучшить физико-механические свойства и работоспособность готового инструмента, а также экономить до 70% дорогостоящей быстрорежущей стали.

### Литература

1. Способ изготовления биметаллической заготовки концевой режущего инструмента / А. В. Алифанов, В. Г. Кантин, А. М. Милюкова; заявитель ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси». № а20091356; заявл. 21.09.09. Положительное решение от 18.02.2011.
2. Биметаллическая заготовка концевой режущего инструмента: пат. 6813 Респ. Беларусь, МПК (2009) В 21J 13/02 В 21С 25/02 / А. В. Алифанов, В. Г. Кантин, А. М. Милюкова; заявитель Физико-технический институт НАН Беларуси. № u20090773; заявл. 21.09.09; опубл. 30.12.10 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2010. № 4.
3. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. Изд. 4-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1975.
4. Алифанов, А. В. Влияние структуры биметаллических заготовок концевой режущего инструмента, полученных горячим выдавливанием, на их прочностные характеристики / А. В. Алифанов, Г. П. Горецкий, А. М. Милюкова // Литье и металлургия. 2010. № 4. С. 141–145.
5. Алифанов, А. В. Прочностные испытания биметаллического концевой инструмента, полученного методами сварки, пайки и горячего пластического деформирования / А. В. Алифанов, Л. А. Исаевич, В. Г. Кантин, А. М. Милюкова // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы II Междунар. науч.-техн. конф. Минск, 2007 г. Минск: Экоперспектива. В 2-х ч. Ч. 2. 2007. С. 135–141.