

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

© 2017

С.Е. Крылова, кандидат технических наук, доцент кафедры «Материаловедение и технология материалов»*Е.В. Ромашков*, аспирант кафедры «Материаловедение и технология материалов»*Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)**Г.П. Пилипчук*, генеральный директор*АО «Машиностроительный концерн "ОРМЕТО-ЮУМЗ"», Орск (Россия)*

Ключевые слова: термическая обработка; сталь; микролегирование; дисперсионное твердение; сталь для горячего деформирования 70X3Г2ФТР.

Аннотация: Выявлено влияние параметров термической обработки на структуру и свойства перспективной штамповой стали для горячего деформирования 70X3Г2ФТР. Рекомендован оптимальный режим термического упрочнения для молотового штампа горячего деформирования из предложенной стали, включающий сфероидизирующий отжиг при температуре 780 °С с медленным охлаждением с печью до 550 °С, а после на спокойном воздухе до нормальной температуры; закалку с 1000 °С с охлаждением в масле; высокотемпературный отпуск при 550–600 °С с охлаждением на спокойном воздухе. В процессе закалки происходит формирование структуры речного мартенсита с высокой плотностью дислокаций и твердостью HRC 57–62, при этом остается нерастворимой 0,5–0,6 % карбидной фазы.

Показано, что на стадии высокотемпературного отпуска при 550–600 °С в стали марки 70X3Г2ФТР наблюдается процесс стабилизации твердости путем формирования специальных сложных карбидных и интерметаллидных включений. Анализ карбидной фазы при отпуске показал, что соединения типа Me_7C_3 и Me_3C являются карбидами, состав которых меняется в процессе термического воздействия. Так, часть атомов Fe и Cr заменяется атомами Ti и V в различных соотношениях.

Произведено моделирование температурно-напряженного состояния молотового штампа при термической обработке. Показано, что предложенный режим термической обработки стали 70X3Г2ФТР приводит к получению дисперсной ферритно-цементитной структуры с распределенными в ней специальными карбидами, высокому уровню механических свойств, обеспечивает однородное распространение тепловых изотерм по объему штампа горячего деформирования и, как следствие, незначительные внутренние остаточные напряжения. На этапе высокотемпературной выдержки перепад температур минимизируется и не превышает 25–30 °С.

ВВЕДЕНИЕ

Задача повышения работоспособности тяжелонагруженного металлургического инструмента на данный момент является актуальной производственной и научно-исследовательской проблемой. Основным параметром, которым определяется качество штампового инструмента, является его стойкость, зависящая от материала и режима термической обработки.

Известно, что применение новых марок легированных сталей, а также разработка и усовершенствование режимов их термической обработки обеспечивают комплексный подход к решению задачи повышения свойств и работоспособности штампового тяжелонагруженного инструмента [1].

В настоящее время вопросу исследования термической обработки штампов горячего деформирования посвящен большой объем работ [2; 3]. В обзоре открытых публикаций, посвященных изучению существующих марок штамповых сталей, условий работы штампового инструмента, причин выхода его из строя и требований, предъявляемых к материалу штампов горячего деформирования, рассмотрены основные пути повышения стойкости штампового инструмента, проанализированы системы легирования, особенности термической обработки, способы упрочнения поверхности.

Номенклатура инструментальных сталей этой группы, разнообразие их составов за последние годы значительно возросли в связи со все более расширяющимся применением в технике способов горячего деформиро-

вания, особенно штамповки, прессования, выдавливания различных, в том числе трудно деформируемых, сплавов. Стали данного типа используются в условиях динамического, ударно-циклического нагружения, повышенного износа и разгара в качестве матриц, пуансонов, штампов, пресс-форм для литья под давлением.

В настоящее время штампы горячего деформирования изготавливаются литыми и коваными, с использованием в основном стали 5ХНМ и 4Х5МФС; обе марки имеют пониженную теплостойкость, что ограничивает температурный режим эксплуатации горячештампового инструмента из этой стали. Сталь 4Х5МФС несколько превосходит сталь 5ХНМ по теплостойкости, но заметно уступает последней по трещиностойкости и технологичности при металлургическом переделе.

Имеющийся промышленный опыт эксплуатации крупногабаритного штампового инструмента позволил сформулировать общие требования к сталям инструментального класса: высокая закаляемость (HRC 60–63 после закалки) и прокаливаемость (не менее 49 HRC на глубине 57 мм), повышенная прочность на поверхности, высокая износостойкость и технологичность на основных пределах ($\sigma_{0,2}$ = 800–900 МПа) в сочетании с минимальной склонностью к деформации и короблению в процессе термической обработки, а также неизменность размеров в процессе эксплуатации. Наряду с указанными выше требованиями, стали должны содержать минимальное количество дорогих дефицитных легирующих элементов.

Требуется комплексный подход к решению задачи повышения работоспособности штампового инструмента. В связи с этим оптимизация химического состава материала и разработка оптимальной технологии упрочнения штампового инструмента, обеспечивающей получение высоких эксплуатационных свойств штампов, являются актуальными задачами. Несмотря на значительные успехи ученых, проблема подбора сталей и технологий их термической обработки весьма актуальна и требует дальнейшего исследования.

Цель исследования – разработка оптимальных параметров процесса термического упрочнения опытной микролегированной стали инструментального класса, применяемой для изготовления штампов горячего деформирования, обеспечивающих заданный уровень служебных характеристик металлургического инструмента в сложных условиях нагружения и теплового воздействия.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом для проведения исследований послужила разработанная посредством математического и аналитического эксперимента опытная марка инструментальной стали 70X3Г2ФТР (С – 0,67 %, Мн – 1,92 %, Si – 0,59 %, Р – 0,022 %, S – 0,010 %, Cr – 2,92 %, Ni – 0,09 %, Cu – 0,08 %, В – 0,015 %, Al – 0,012 %, V – 0,062 %, Ti – 0,030 %) [4]. Исследования проводились на откованных по технологическому режиму образцах [5]. Степень деформации при ковке составила 30 %. Полученные образцы представляли собой цилиндрические заготовки диаметром 330 и высотой 500 мм. Структура откованной стали 70X3Г2ФТР – перлит пластинчатый и карбиды (твердость структуры HRC 35–40). Критические точки ($A_{c1н}=760$ °C и $A_{c1к}=815$ °C) получали dilatометрическим методом на комплексе Gleeble 3800.

В работе проводили исследования влияния температуры и продолжительности отпуска на микроструктуру и свойства стали. Температурные режимы варьировались в интервале 300–700 °C с шагом 100 °C и продолжительностью от 1 до 10 ч. Временные температурные параметры выбирались с учетом прогнозирования дисперсионного твердения стали на стадии термического упрочнения.

Анализ микроструктуры осуществляли на металлографическом инвертированном микроскопе Mvizo MET-222, а также посредством электронной микроскопии на приборе JEOL JSM-6000. Просвечивающие электронно-микроскопические исследования проводили методом темнопольного и дифракционного анализа на электронном микроскопе JEM 200-CX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Определение состава и количества карбидных фаз осуществляли рентгеноструктурным методом с последующим химическим анализом карбидных включений. Метод основан на анодном растворении металла при силе тока 0,02 А/см², в качестве электролита использовали раствор 7,5 % KCl и 0,5 % лимонной кислоты в воде. Из анодного осадка, содержащего все карбидные фазы, были выделены специальные карбиды. Для выделения карбидов типа MeC анодный осадок кипятили в водном растворе соляной кислоты (160 мл H₂O, 40 мл HCl) в течение 5 ч. Для выделения хромистых карбидов типа Me₇C₃ и Me₂₃C₆ общий анодный осадок кипятили в течение 2 ч в растворе: 100 мл H₂O,

50 мл H₂O₂, 25 мл HCl. Химический анализ карбидных осадков проводили из двух параллельно изолированных фаз. Состав и тип карбидных включений определяли микроанализом рентгеноструктурным и рентгенохимическим методами. Рентгенограммы карбидных осадков получали на дифрактометре «ДРОН-2,0» ($U=20$ кВ, $I=12$ мА) в Fe K α -излучении.

Механические испытания проводили с определением ударной вязкости на маятниковом копре KM-30 по ГОСТ 9454-78, прочностных характеристик на машине ИМ-4Р со скоростью нагружения 2 мм/мин по ГОСТ 1497-84, 9651-84, твердости и микротвердости на твердомере Роквелла ТК2М в соответствии ГОСТ 8.064-94, 945076, не менее трех образцов на точку.

Анализ распределения напряжений и тепловых полей на стадии термического упрочнения осуществляли в компьютерной системе ANSYS.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

С целью выравнивания структуры, стабилизации значений твердости, минимизации остаточных напряжений, улучшения обрабатываемости металла откованные образцы подвергали сфероидизирующему отжигу [4]. С учетом данных работ, для стали 70X3Г2ФТР отжиг выполняли следующим образом: нагрев до 780 °C с прерывистым охлаждением: в печи до 550 °C, затем на спокойном воздухе.

Как показано в работе [5], исследования растворимости элементов в карбидных осадках свидетельствуют, что на этапе отжига в данной стали сформировались карбидные соединения MeC, Me₃C, Me₇C₃. На стадии отжига металлическая матрица стали обогащается легированным цементитом, в котором большая часть атомов железа замещена Cr, а содержание Mn составляет не более 3–5 %. Так, в карбидах на основе Cr растворено до 10 % Mn, 65 % Cr и до 2,5–3 % Ti и V.

Результаты, полученные методом просвечивающей микроскопии разработанной стали, показали, что в процессе предложенного режима предварительной термической обработки происходит частичное $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращение [6]. Основу структуры отожженной стали 70X3Г2ФТР составляет α -твердый раствор с повышенной плотностью дислокаций, имеющий неравновесную конфигурацию субзеренных границ (рис. 1 а). Дифракционная картина представлена светлыми участками феррита, на фоне которых присутствуют мелкие карбиды хрома типа Me₃C (рис. 1 б). Размер выделившихся включений не превышает 0,1 мкм при расстоянии между частицами (0,3–0,7) мкм. На электронограммах (рис. 1 а, рис. 1 б) представлены рефлексы α -фазы различных ориентировок с осями зон [111], [311] и [113], а также рефлексы карбидов хрома Cr₇C₃. Твердость структуры стали после отжига – HRC 20–22.

В качестве упрочняющего режима термической обработки использовали закалку с последующим высокотемпературным отпуском [7; 8]. Знание механизма распада переохлажденного аустенита позволило назначить оптимальный режим упрочнения: закалка при температуре 1000 °C, скорость нагрева 25 °C/ч, время выдержки 2 ч с охлаждением в масле.

Согласно электронно-микроскопическим исследованиям, в структуре сталей после закалки образуется

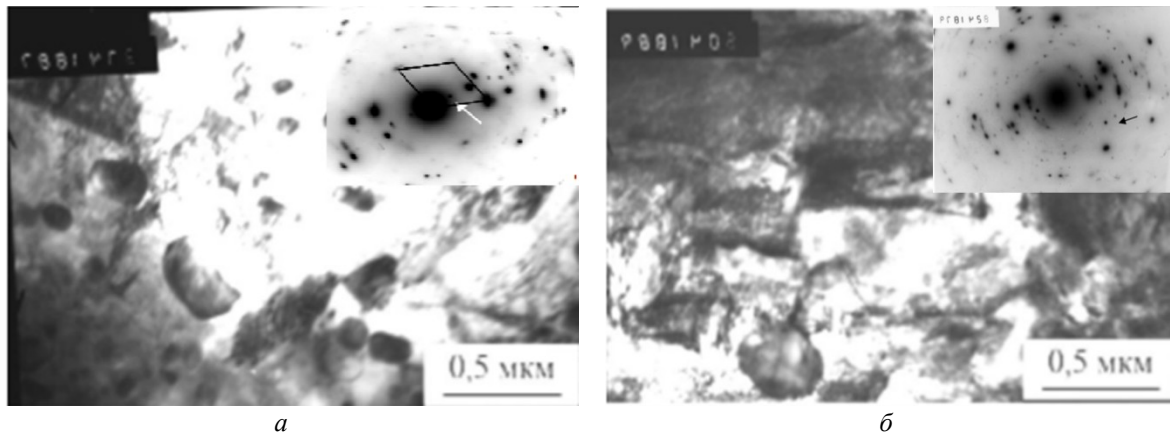


Рис. 1. Тонкая структура стали 70X3Г2ФТР после сфероидизирующего отжига: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе α -фазы

реечный мартенсит с высокой плотностью дислокаций, протяженность реек мартенсита порядка 1,5–2 мкм (рис. 2 а). Темнопольное отображение структуры показывает, что в мартенсите присутствует значительное количество двойниковых прослоек (рис. 2 а). На электронограмме показаны рефлексы от двойников на расстоянии 1/3 от основных. Также в структуре присутствуют мартенситоподобные области, образованные при распаде аустенита по бейнитному механизму (рис. 2 б). Электронограмма, представленная на рис. 2, содержит рефлексы остаточного аустенита. Твердость после заковки составила HRC 57–62 [9].

Твердость после отпуска является одним из основных свойств стали, определяющих стойкость инструмента при эксплуатации [10]. Время выдержки оказывает влияние как на объем (количество) карбидных фаз, образующихся при отпуске, так и на интенсивность упрочнения. Результаты исследования представлены зависимостью твердости стали от параметров отпуска (рис. 3). Она наглядно иллюстрирует, что при температурах отпуска 300–500 °С на протяжении 10 ч твердость стали мало изменяется по сравнению с исходным закаленным состоянием (HRC 57–62). Из рис. 3 видно, что повышение температуры отпуска до 500–600 °С на протяжении практически всех режимов термической обработки фиксируется твердость на уровне HRC 50–55, что

свидетельствует о повышенной устойчивости стали к разупрочнению при отпуске в указанной области температур. Данное явление можно объяснить присутствием в металлической основе атомов Cr и Mn, которые замедляют подвижность атомов углерода и, как следствие, коагуляцию цементита [11; 12]. Такая стабилизация значений твердости при высоких температурах отпуска может указывать на дисперсионное твердение стали 70X3Г2ФТР [13; 14].

Температура отпуска 500 °С и время выдержки 3 ч являются оптимальными, так как их дальнейшее увеличение влечет за собой коагуляцию карбидных частиц и стабилизирует процесс их выделения (таблица 1). В процессе распада мартенсита произошло обогащение карбидной фазы хромом за счет перераспределения данного легирующего элемента между ферритом и карбидами после окончания перлитного превращения.

Анализ карбидной фазы при отпуске показал, что карбиды типа Me_3C и Me_7C_3 – это дисперсные соединения переменного состава, в которых присутствуют атомы Ti и V в различных соотношениях [15; 16]. Так, при переходе температуры отпуска от 500 к 550 °С наблюдается увеличение количества легированного цементита при незначительном содержании Cr и Mn, тогда как при отпуске 600 °С в цементите происходит увеличение содержания Cr при одновременном уменьшении

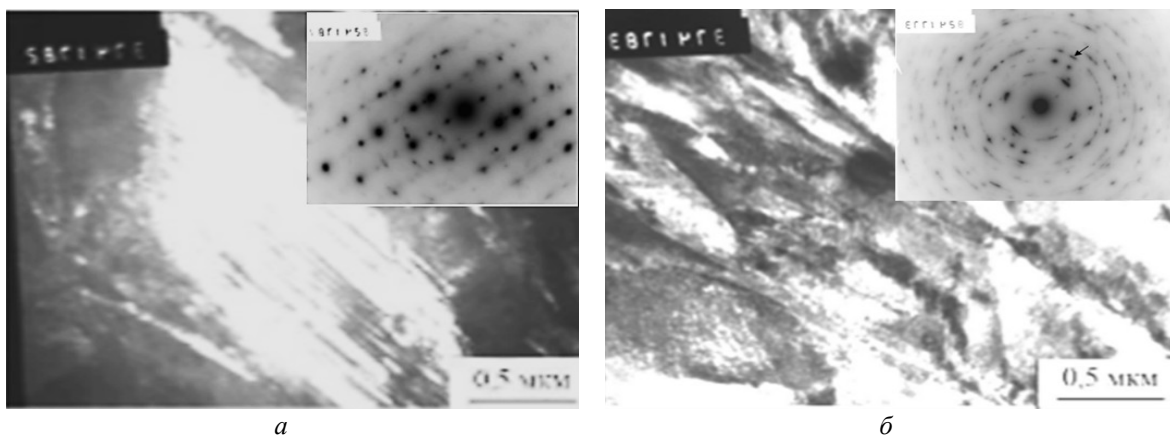


Рис. 2. Структура стали 70X3Г2ФТР после закалки: а – темнопольное изображение (мартенсит) и электронограмма; б – светлопольное изображение (бейнит) и электронограмма

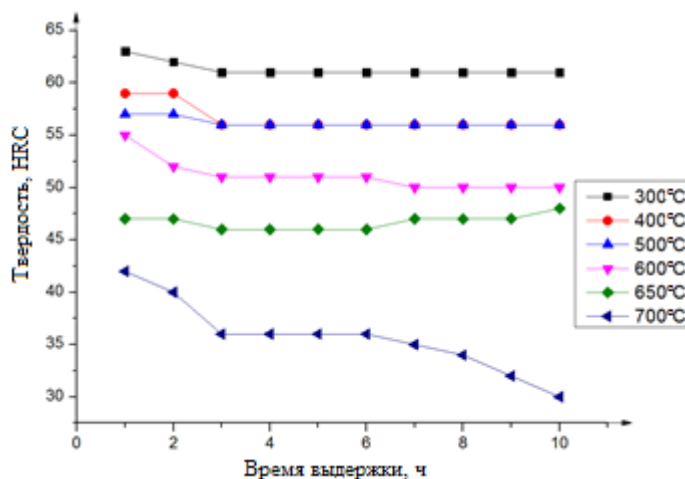


Рис. 3. Зависимость твердости стали 70X3Г2ФТР от температуры и продолжительности отпуска

Таблица 1. Содержание карбидной фазы и количество остаточного аустенита стали 70X3Г2ФТР, отпущенной с различных температур

Температура отпуска, °C	Тип карбидов	Суммарное массовое количество карбидов, %	Микротвердость металлической основы, Н/мм ²
500	(Fe,Cr,V) ₃ C, (C,Fe) ₇ C ₃ , (Fe,Cr,V) ₂₃ C ₆ , VC, TiC	11–12	6181
520		13–15	5873
550		18–20	4896
570		19–20	5614
600		20–21	5780

общего количества Me₃C, что свидетельствует о переходе легированного цементита в специальный карбид Me₇C₃ [17].

В работе проведена сопоставительная оценка механических и эксплуатационных свойств традиционных сталей для штампов горячего деформирования в сравнении с разработанной маркой 70X3Г2ФТР. Данные представлены в таблице 2.

Как показали механические испытания (таблица 2), свойства стали 70X3Г2ФТР находятся на требуемом уровне (согласно ГОСТ 5950-2000). По прочности опытная сталь превосходит традиционные штамповые 4X5МФС и 5ХНМ, незначительно уступая стали 5ХНМ по ударной вязкости, что объясняется пониженным содержанием углерода и отличием в легирующем комплексе, однако в сравнении с преимуществом по твердости и эксплуатационной стойкости это превосходство несущественно.

Результаты проведенных исследований позволили рекомендовать следующий режим термической обра-

ботки на молотовый штамп для горячего деформирования из стали 70X3Г2ФТР:

- 1) сфероидизирующий отжиг с температуры 780 °C с выдержкой 8 ч, прерывистое охлаждение: с печью до 550 °C, а затем на спокойном воздухе;
- 2) закалка в масле с 1000 °C, выдержка 2 ч;
- 3) высокотемпературный отпуск 500–550 °C, 3 ч, охлаждение на воздухе.

В данной работе методом моделирования в программе ANSYS был проведен расчет температурных полей и остаточных напряжений при термическом упрочнении штампов горячего деформирования из стали 70X3Г2ФТР. В основу расчетов положен метод конечных элементов [18]. Исследование тепловых полей (рис. 4) показывает, что на стадии отжига перепад температур по сечению штампа минимален, не более 50 °C (рис. 4 а). Закалка обеспечивает более напряженное состояние инструмента. Градиент температур возрастает и составляет около 100–120 °C (рис. 4 б). Однако на стадии высокого отпуска происходит компенсация

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сталей

Механические свойства	Марка стали		
	5ХНМ	4X5МФС	70X3Г2ФТР
Твердость, HRC	37/39	50/52	54/56
Предел прочности σ_b , МПа	1170/1250	1370/1490	1520/1610
Ударная вязкость, KCU, кДж/м ²	165/198	112/156	156/168
Относительное удлинение, δ , %	10/12	10/13	10/12
Относительное сужение, ψ , %	41/43	45/49	41/43

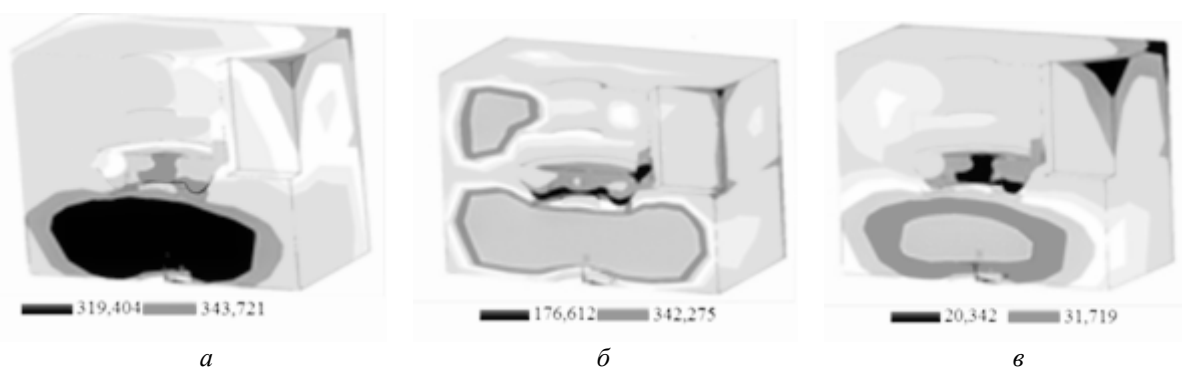


Рис. 4. Распределение температурных полей при охлаждении стали с температуры отжига (а), закалки (б), отпуска (в)

напряженного состояния, температурный градиент минимизируется по всему сечению и составляет не более 20–40 °С (рис. 4 в).

Таким образом, предложенный режим термической обработки приводит к получению дисперсной феррито-цементитной смеси с распределенными в ней специальными карбидами, достаточно высокому уровню механических свойств [19; 20], а также обеспечивает равномерное распределение температур по сечению металлургического инструмента и формирование минимального предела остаточных напряжений.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Разработан оптимальный режим термической обработки опытной микролегированной стали 70X3Г2ФТР, рекомендуемой для изготовления штампов горячего деформирования. Определено, что за счет сфероидизирующего отжига при температуре 780 °С с комбинированным охлаждением, закалки в масле с 1000 °С, с последующим высокотемпературным отпуском в интервале 500–550 °С, происходит формирование дисперсной структуры металлической основы с карбидным упрочнением, обеспечивающей комплекс механических свойств и служебных характеристик необходимых для длительной, безаварийной эксплуатации штампового инструмента.

2. Установлено, что в процессе сфероидизирующего отжига в стали формируются карбидные включения типа: MeC, Me₃C, Me₇C₃, (Fe,Cr)₃C; основу структуры стали составляет феррит с повышенной плотностью дислокаций и неравновесной формой субзеренных границ. Твердость структуры стали после отжига – HRC 20–22.

3. Определено, что в процессе закалки происходит формирование структуры речного мартенсита с твердостью HRC 57–62. Показано, что карбидными включениями, подверженными растворению при нагреве, являются карбиды Cr, а также определенное количество легированного цементита.

4. На основании фазовых и структурных исследований выявлено, что интервал температур отпуска 500–550 °С в стали 70X3Г2ФТР обеспечивает дисперсионное твердение за счет формирования мелкодисперсных карбидов хрома, титана и ванадия разных типов. Твердость после закалки и высокого отпуска составляет HRC 52–56, предел прочности $\sigma_B=1600\text{--}1900$ МПа, ударная вязкость KCU=112–168 КДж/м².

5. Расчет, выполненный в программной среде ANSYS, показал, что предложенный способ термического упрочнения приводит к равномерному распределению температур и напряжений по сечению молотового штампа на окончательных стадиях термической обработки, тем самым обеспечивая оптимальное сочетание механических свойств.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Винокур Б.Б., Пилюшенко В.Л. Прочность и хрупкость конструкционной легированной стали. Киев: Наукова Думка, 1983. 283 с.
2. Гармаева И.А., Мосоров В.И., Мижитов А.Ц., Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М. Упрочнение поверхности штампов из литой стали // Современные наукоемкие технологии. 2007. № 6. С. 32–33.
3. Журавлев В.Н. Штампы для горячего деформирования, режимы и способы их изготовления. М.: ЦНИИТЭИтракторсельмаш, 1976. 55 с.
4. Каманцев С.В. Инструментальная сталь для горячего деформирования: патент РФ № 2535148; заяв. № 2013100389/02 от 09.01.2013.
5. Крылова С.Е. Влияние термической обработки на формирование структуры экономнолегированных сталей инструментального класса // Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных конструкционных материалов и сплавов: материалы междунар. науч. конф. М.: Машиностроение, 2009. С. 410–420.
6. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. М.: Металлургиздат, 1959. 952 с.
7. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 3. С. 57–62.
8. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. М.: Наука и технологии, 2002. 519 с.
9. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. М.: Изд-во стандартов, 1993. 35 с.

10. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
11. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. М.: МИСИС, 1997. 527 с.
12. Винокур Б.Б., Пилушенко В.Л. Прокаливаемость конструкционных сталей. Киев: Наукова Думка, 1970. 108 с.
13. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрОРАН, 1999. 536 с.
14. Антонов С.М., Ахмедьянов А.М., Гасленко М.И., Рушиц С.В., Соколов С.О., Крылова С.Е., Якунина О.А. Кинетика распада переохлажденного аустенита экспериментальных экономнолегированных сталей инструментального класса при непрерывном охлаждении // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2012. № 39. С. 79–84.
15. Стеблов А.Б., Ленартович Д.В., Понкратин Е.И. Новая сталь для штампов горячего деформирования // Metallurg. 2006. № 2. С. 41–43.
16. Гольдштейн М.И., Попов В.В. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали. М.: Metallurgy, 1989. 200 с.
17. Колокольцев В.М., Иванова И.В. Литейная сталь горячего деформирования // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 4. С. 15–17.
18. Крылова С.Е., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Приймак Е.Ю., Клецова О.А. Влияние кинетики распада аустенита на формирование структуры экономнолегированной инструментальной стали // Физика металлов и металловедение. 2013. Том 114. № 10. С. 926–936.
19. Пригожин И.Р. Введение в термодинамику необратимых процессов. М.: Мир, 2001. 160 с.
20. Krylova S.E., Romashkov E.V., Kuznetsov A.V. Peculiarities of Thermal Hardening of Experimental Sparingly-Alloy Tool-Class Steels // International Conference on Industrial Engineering. 2016. Vol. 870. P. 392–396.
- “Innovatsionnaya deyatel'nost' predpriyatiy po issledovaniyu, obrabotke i polucheniyu sovremennykh konstruktivnykh materialov i splyavov”. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009, pp. 410–420.
6. Houdremont E. *Spetsialnye stali* [Handbuch der Sonderstahlkunde]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1959. Vol. 1, 952 p.
7. Makarov A.V., Korshunov L.G., Malygina I.Yu., Solodova I.L. Increase in the heat-and wear-resistance of hardened carbon steels using frictional strengthening treatment. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2007, no. 3, pp. 57–62.
8. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Basics of heat treatment of steel]. Moscow, Nauka i tekhnologii Publ., 2002. 519 p.
9. GOST 9450–76. *Izmerenie mikrotverdosti vdavlivaniem almaznykh nakonechnikov* [Measurements microhardness by diamond instruments indentation]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 1993. 35 p.
10. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki* [Theory of heat treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
11. Shtremel' M.A. *Prochnost' splyavov. Chast' II* [Strength of alloys. Part II]. Moscow, MISIS Publ., 1997. 527 p.
12. Vinokur B.B., Pilyushenko V.L. *Prokalivaemost' konstruktivnykh staley* [Stability of structural steels]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1970. 108 p.
13. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Basics of heat treatment of steel]. Ekaterinburg, UrORAN Publ., 1999. 536 p.
14. Antonov S.M., Akhmedyanov A.M., Gaslenko M.I., Rushchits S.V., Sokolov S.O., Krylova S.E., Yakunina O.A. Supercooled austenite decomposition kinetics of experimental economically alloyed tool steels during continuous cooling. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2012, no. 39, pp. 79–84.
15. Steblov A.B., Lenartovich D.V., Ponkratin E.I. New steel for hot deformation dies. *Metallurg*, 2006, no. 2, pp. 41–43.
16. Gol'dshteyn M.I., Popov V.V. *Rastvorimost' faz vnedreniya pri termicheskoy obrabotke stali* [Solubility of implantation phases during heat treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 200 p.
17. Kolokol'tsev V.M., Ivanova I.V. Cast steel dies for hot deformation. *Vestnik Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov*, 2009, no. 4, pp. 15–17.
18. Krylova S.E., Priimak E.Yu., Kletsova O.A., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A. Influence of kinetics of supercooled austenite decomposition on structure formation in sparingly-alloyed tool steel. *The physics of metals and metallography*, 2013, vol. 114, no. 10, pp. 851–859.
19. Prigozhin I.R. *Vvedenie v termodinamiku neobratimyykh protsessov* [Introduction to the thermodynamics of irreversible processes]. Moscow, Mir Publ., 2001. 160 p.
20. Krylova S.E., Romashkov E.V., Kuznetsov A.V. Peculiarities of Thermal Hardening of Experimental Sparingly-Alloy Tool-Class Steels. *International Conference on Industrial Engineering*, 2016, vol. 870, pp. 392–396.

REFERENCES

1. Vinokur B.B., Pilyushenko V.L. *Prochnost' i khrupkost' konstruktivnoy legirovannoy stali* [Strength and brittleness of structural alloy steel]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1983. 283 p.
2. Garmaev I.A., Mosorov V.I., Mizhitov A.Ts., Lygdenov B.D., Guryev A.M. Hardening of die cast steel surface. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*, 2007, no. 6, pp. 32–33.
3. Zhuravlev V.N. *Shtampy dlya goryachego deformirovaniya, rezhimy i sposoby ikh izgotovleniya* [Stamps for hot deformation, modes and methods of their manufacture]. Moscow, TsNIITEItraktorselmash Publ., 1976. 55 p.
4. Kamantsev S.V. *Instrumentalnaya stal' dlya goryachego deformirovaniya* [Tool steel for hot deformation]. Patent FR, no. 2535148, 2013.
5. Krylova S.E. Effect of heat treatment on the formation of the structure of economically alloyed steels of the tool class. *Materialy mezhdunar. nauch. konf.*

**SPECIAL ASPECTS OF HEAT TREATMENT OF STEELS FOR THE PRODUCTION
OF HOT DEFORMATION STAMPS**

© 2017

S.E. Krylova, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Material science and materials technology”

E.V. Romashkov, postgraduate student of Chair “Material science and materials technology”

Orenburg State University, Orenburg (Russia)

G.P. Pilipchuk, General Director

JSC “Heavy Engineering ORMETO–YUMZ”, Orsk (Russia)

Keywords: heat treatment; steel; microalloying; precipitation age hardening; 70X3G2FTR steel for hot deformation.

Abstract: The authors identified the influence of heat treatment parameters on the structure and properties of the advanced 70X3G2FTR die steel for hot deformation. The optimal heat hardening mode for the hot working hammer die produced from the suggested steel is recommended, which contains spheroidizing annealing at the temperature of 780 °C with the slow furnace cooling up to 550 °C and the following still air cooling up to the normal temperature; hardening at 1000 °C with oil cooling; high-temperature tempering at 550–600 °C with the still air cooling. During the hardening process, the structure of lath martensite with the high density of dislocations and the hardness HRC 57–62 is formed, however, 0.5–0.6 % of carbide phase remains insoluble.

It is shown that at the stage of high-temperature tempering at 550–600 °C, the process of hardness stabilizing by special complex carbide and intermetallic compounds inclusions can be observed in 70X3G2FTR steel. The analysis of carbide phase at the tempering shows that the compounds of Me_7C_3 and Me_3C types are the carbides, which composition changes in the process of thermal influence. So, for example, part of Fe and Cr atoms are replaced with Ti and V atoms in various ratios.

The authors simulated the temperature-stress condition of hammer die during thermal treatment. It is shown, that the suggested mode of thermal treatment of 70X3G2FTR steel leads to the production of the dispersed ferrite-cementite structure with the distributed special carbides, high level of mechanical properties, and provides the uniform distribution of temperature fields along the volume of hot deformation stamp and, as a consequence, the insignificant internal residual stresses. At the stage of high-temperature soak, the temperature gradient is minimized and does not exceed 25–30 °C.