М388347

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское ордена Ленина, ордена Октябрьской революции и ордена Трудового Красного Знамени высшее техническое училище им. Н.Э.Баумана

ЕТСЯ

На правах рукописи

ЯУШЕВА ТАМАРА ТИМОФЕЕВНА

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ХОЛОДНОГО И ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

(Специальность - 05.16.01 "Металловедение и термическая обработка металлов")

А в т о р е ф е р а т

диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Москва - 1981

Работа выполнена в Московском ордена Ленина, ордена Октябрьской революции и ордена Трудового Красного Знамени высшем техническом училище им.Н.Э.Баумана.

Научный руководитель – доктор технических наук, профессор
РАХШТАДТ А.Г.

Официальные оппоненты: – доктор технических наук, профессор
БАШНИН Ю.А.
– кандидат технических наук, старший научный сотрудник
БРОСТРЕМ В.А.

Ведущее предприятие – Подольский механический завод им. М.И.Калинина

Защита состоится " "_____ 1981 г.
на заседании специализированного Совета К053.15.13 Московского высшего технического училища им.
манская, 5.

С диссертацией можно оз
Н.Э.Баумана.

Ваши отзывы на автореф
чатью, просим направлять по

Автореферат разослан

Ученый секретарь специа
Совета
канд.техн.наук, до

М388347

Подписано к печати
Тираж 100, типограф

Актуальность проблемы. В основных направлениях экономического и социального развития СССР на 1981-1985 годы и на период до 1990 года, принятых XXVI съездом КПСС, указано на необходимость дальнейшей разработки и внедрения новых материалов и высокоэффективных методов повышения прочностных свойств, теплостойкости, а также на увеличение производительности труда в машиностроении на 30-35%. В частности, производительность труда в машиностроении можно повысить в результате применения более прогрессивных инструментальных сталей, обеспечивающих высокую стойкость инструментов, например, штампов.

В настоящее время почти все применяемые штамповые стали имеют в своем составе повышенное содержание молибдена и (или) вольфрама и упрочняются в результате мартенситного превращения с последующим дисперсионным твердением в процессе отпуска, при котором выделяются карбиды различных типов, обычно совместно: M_3C, M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C, M_2C и MC.

Известно, что в применяющихся ванадийсодержащих штамповых сталях холодного и горячего деформирования ванадий содержится, как правило, в малых количествах для сохранения мелкого зерна аустенита, поскольку температуры нагрева под закалку этих сталей, обеспечивающие растворение в аустените карбидных фаз других типов относительно невысокие. В этих условиях нагрева частицы карбида ванадия полностью не растворяются и вследствие "барьерного" эффекта тормозят рост зерна аустенита. В сталях, содержащих ванадий в больших количествах (> 1%), проявляется его влияние и на другие свойства, в частности, усиливается дисперсионное твердение при температурах отпуска 500-600°С. В сталях холодного деформирования Х12Ф4М и Х6Ф4М, содержащих ванадий около 4%, избыточные карбиды ванадия значительно повышают их износостойкость, но при этом снижаются пластические и технологические свойства, поскольку здесь карбиды ванадия как и хрома относятся к эвтектическому типу.

До настоящего времени не было выполнено работ, где были бы исследованы штамповые стали холодного или горячего деформирования, упрочняющей фазой в которых был бы один карбид или карбонитрид ванадия, хотя именно эти фазы отличаются высокой теплостойкостью, износостойкостью, твердостью и поэтому могут улучшить основные свойства штамповой стали.

Во МВТУ им. Н.Э.Баумана совместно с ИКС ЦНИИЧМ и ИФМ АН АзССР проводятся работы по изысканию новых направлений легирования кон-

НТБ МГТУ им.Н.Э.Баумана
1388347
Бушева Т.Т. Разработка и ис
МВТУ I
им. Н.Э. Баумана
БИБЛИОТЕКА

струкционных и инструментальных сталей, в частности, разработка безвольфрамовых и низколегированных молибденом хромомолибденованадиевых штамповых сталей, обладающих высокой эксплуатационной стойкостью, что является актуальной народнохозяйственной задачей.

Цель исследования. Целью настоящей работы явилось изучение влияния легирования хромом, азотом, кремнием, титаном и бором:

- на растворимость карбидной (и карбонитридной) фазы в хромомолибденованадиевых сталях при нагреве;
- на кинетику изотермического превращения переохлажденного аустенита в субкритическом интервале температур;
- на структуру и свойства, формирующиеся при отпуске в зависимости от условий закалки и связь их с уровнем механических свойств при нормальных и повышенных температурах, а также с теплостойкостью и сопротивлением термической усталости;
- разработка на этой основе новых путей получения высокопрочных безвольфрамовых штамповых сталей с одной упрочняющей фазой - карбидом или карбонитридом ванадия или комплексным карбидом ванадия и титана.

Научная новизна. Установлены закономерности влияния легирования хромом, титаном и бором на структуру и свойства штамповых сталей с 0,5% С, упрочняемых карбидом ванадия или комплексным карбидом ванадия и титана, а также легирования азотом для сталей, упрочняемых карбонитридом ванадия. Определены закономерности кинетики растворения карбидных или карбонитридных фаз в процессе аустенитизации и превращения переохлажденного аустенита в области субкритических температур и особенности превращения мартенсита при отпуске и их влияние на уровень механических свойств.

Практическая полезность. Разработаны новые составы сталей и предложены способы их упрочнения в зависимости от назначения штампового инструмента. Для штампового инструмента, работающего в условиях горячего деформирования, рекомендуется применение закалки в масле с последующим отпуском при 600-630°С. Для штампов холодного деформирования рекомендуется применение изотермической закалки с выдержкой при температуре наибольшей устойчивости переохлажденного аустенита - (600-630°С) и последующего отпуска для формирования оптимальных свойств. Производственные испытания подтвердили высокую стойкость штампового инструмента из новых сталей, что позволяет рекомендовать их для широкого применения в машиностроении.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены:

I. На ежегодном семинаре "Структура и свойства металлов и сплавов", ДНТП, Киев, 20-23 февраля 1979 г.

2. На I-й всесоюзной научной конференции "Научно-техническое сотрудничество "Предприятие-ВУЗ" (на примере автомобильной промышленности), МГУ, Москва, 9-II декабря 1980 г.

Публикации. По основным результатам работы опубликовано 3 статьи.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав и основных выводов, изложена на [illegible] страницах машинописного текста, включая [illegible] рисунков, [illegible] таблиц и библиографию из [illegible] источников, приложений на [illegible] страницах.

Материал и методика исследования

Предметом исследования в данной работе явились хромомолибденованадиевые мартенситные стали, химический состав которых представлен в табл.I. Содержание углерода в сталях - 0,5% постоянно для всех сталей, а количество ванадия - достаточно для образования стабильного карбида или карбонитрида ванадия при соотношении V/C или $V/C+N = 4\frac{1}{2}5$. Кроме того, в стали вводился молибден (0,5%) для предотвращения отпускной хрупкости и усиления вторичного твердения, а также ниобий для сохранения мелкого зерна аустенита при высоких температурах нагрева. По степени влияния остальных легирующих элементов на структуру и свойства исследуемых сталей их можно разбить на 5 групп. К I группе относятся стали с переменным содержанием хрома (I,3,6%). Ко 2 группе относится сталь с повышенным содержанием кремния - 1%. К 3 группе относятся стали с дополнительным легированием азотом, введенного в сталь в процессе электровакуумного переплава под давлением - 20,50,I00,I50 мм рт.ст. К 4 группе относятся стали с различным содержанием титана (0,04 и 0,3I%), введенного наряду с ниобием и без него вместо такого же количества ванадия. К 5 группе относятся стали, в которые вводился бор (0,002 и 0,005%). Стали выплавлялись на опытно-экспериментальном заводе ЦНИИЧМ им.Н.П.Бардина в 60-килограммовой индукционной печи. Изготовление проката и проволоки проводили по обычной технологической схеме. Металлографическое исследование проводилось на микроскопах МИМ-7, ММИ-8, НЛТ-3, "Неофот-2". Электронномикроскопические и автоионные исследования проводились на микроскопах "Tesla "BS- 540 и стеклянном автоионном микроскопе АИМ в лаборатории № 6 ОМЭ ЦНИИЧМ. Фазовый анализ и тип упрочняющих фаз определялся химическим и рентгеноструктурным методами. Он выполняется на электрохимически изолированных осадках в лаборатории № 4I ОМЭ ЦНИИЧМ. Определение содержания угле-

Химический состав исследованных сталей, вес. %

Тип стали	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B	N
			I группа							
50Х1М2Ф2Б	0,50	0,29	0,55	I,0	0,57	2,40	-	0,03	-	-
50Х3М2Ф2Б	0,52	0,27	0,56	3,0	0,60	2,40	-	0,03	-	-
50Х6М2Ф2Б	0,50	0,20	0,55	6,2	0,55	2,55	-	0,03	-	-
			2 группа							
50Х6М2Ф2БШ	0,56	0,27	0,36	6,I7	0,57	2,27	-	0,I0	-	-
50Х6М2Ф2СБ	0,52	0,95	0,60	6,I8	0,55	2,60	-	0,03	-	-
			3 группа							
50Х6М2Ф2Т	0,52	0,29	0,57	6,00	0,59	2,45	0,04	-	-	-
50Х6М2Ф2ТБ	0,5I	0,30	0,55	6,I5	0,57	2,00	0,3I	0,03	-	-
			4 группа							
50Х6М2Ф2БА (I)	0,46	0,24	0,50	6,55	0,50	2,35	-	0,03	-	0,0370
50Х6М2Ф2БА (2)	0,46	0,24	0,50	6,55	0,50	2,35	-	0,03	-	0,07I3
50Х6М2Ф2БА (3)	0,50	0,24	0,40	6,50	0,5I	2,40	-	0,03	-	0,0696
50Х6М2Ф2БА (4)	0,50	0,24	0,40	6,50	0,5I	2,40	-	0,03	-	0,07I2
			5 группа							
50Х6М2Ф2БР (I)	0,52	0,25	0,57	5,85	0,50	2,34	-	0,05	0,002	
50Х6М2Ф2БР (2)	0,54	0,I7	0,57	6,00	0,48	2,25	-	0,05	0,005	

Примечание: сталь 50Х6М2Ф2БШ – с ЭШП промышленной выплавки.

рода в мартенсите и остаточного аустенита производилась рентгеноструктурным анализом по методу Л.С. Кремнева. Кинетику превращений изучали методами измерения твердости, удельного электросопротивления и изучения микроструктуры. Кроме того определяли комплекс механических свойств сталей при нормальных и повышенных температурах испытания, проводились испытания на теплостойкость и разгаростойкость.

I. Исследование превращений в хромомолибденованадиевых сталях при нагреве.

Растворимость карбидных и карбонитридных фаз ванадия в аустените указанной легированности исследовалась методом закалок с нагревом образцов в интервале температур аустенитизации – 1100–1280°С с последующим измерением твердости, удельного электросопротивления и определения величины зерна. Исследование кинетики процесса аустенитизации на сталях с 1,3 и 6% хрома показало, что основное количество карбидов ванадия растворяется при температуре 1100–1150°С, независимо от содержания хрома, но процесс растворения карбидов более интенсивно развивается в стали с наибольшим содержанием хрома – 6% и завершается при нагреве до 1250°С. В то же время в сталях с 1 и 3% хрома процесс растворения карбида ванадия продолжается вплоть до самых высоких исследованных температур (1280°С). Различие в поведении стали с разным содержанием хрома объясняется разным исходным составом карбида типа МС. При наиболее высоком содержании в стали хрома карбиды ванадия в большей степени обогащены хромом, чем в сталях с 1 и 3% хрома, состав карбидов в которых отвечает практически нелегированному карбиду VC. Увеличение растворимости карбидов с ростом содержания хрома в стали приводит и к возрастанию твердости после закалки. Максимальное значение твердости достигается у стали с 6% хрома, а также дополнительно содержащей 1% кремния, что связано также с тем, что хром и кремний повышают упрочнение мартенсита, благодаря твердорастворному эффекту, и, кроме того, вследствие уменьшения самоотпуска. В сталях, дополнительно легированных азотом в количестве 0,04 и 0,07%, растворение присутствующей в них карбонитридной фазы идет менее интенсивно, чем карбидной фазы. Поэтому и твердость в закаленных сталях, легированных азотом, ниже, чем в сталях без азота после одинакового режима закалки. У стали, одновременно легированной ванадием в количестве 2% и титаном в количестве 0,04% или 0,31%, растворимость карбидной фазы протекает еще менее полно, чем в стали, не содержащей титан, что хорошо согласуется со значениями твердости после закалки, которые в последней стали выше.

Это объясняется тем, что в стали, дополнительно легированной титаном, наряду с карбидом ванадия образуется значительное количество частиц карбида титана, которые менее полно растворяются в аустените при нагреве. Возможно, что в этой стали образуется один комплексный карбид на основе ванадия, содержащий титан $(V,Ti)C$, который обладает более низкой растворимостью в аустените. В сталях с 6% хрома, дополнительно легированных бором, растворение карбидных частиц идет практически также, как в сталях без бора. Однако твердость в присутствие бора повышается и достигает максимальной величины для этого типа сталей - 63 HRC, поскольку в присутствии бора уменьшается эффект самоотпуска мартенсита. Данные по растворимости карбидов и карбонитридов в аустените хорошо согласуются с данными скорости роста зерна аустенита. У всех исследованных сталей рост зерна аустенита до 1150°С незначителен, но при дальнейшем нагреве при достижении определенной для каждой стали температуры наблюдается резкий рост зерна. Эта температура зависит от растворимости избыточных фаз. Чем выше содержание хрома в стали, тем быстрее растет зерно аустенита с повышением температуры нагрева. В стали с 6% хрома порог роста зерна аустенита отвечает температуре 1180°С. В сталях также с 6% хрома, но дополнительно легированных азотом, порог роста зерна аустенита отвечает 1230°С, что на 50°С выше, чем в стали без азота. Этот эффект объясняется меньшей растворимостью карбонитридов ванадия, чем карбидов ванадия, в аустените. В стали, легированной титаном в количестве 0,04%, величина зерна несколько больше, чем в стали того же состава, но содержащей такое же количество ниобия, поскольку растворимость карбида титана или комплексного карбида $(V,Ti)C$ в аустените все же выше, чем карбида ниобия, что и проявляется в более быстром росте зерна с повышением температуры. Однако в стали с 0,31% титана закономерности роста зерна аустенита изменяются, поскольку в них, в основном, присутствуют комплексный карбид $(V,Ti)C$ или наряду с VC имеется карбид TiC. В этой стали фиксируется более мелкое зерно, чем в стали, не содержащей титан, несмотря на равное содержание в них ниобия. В сталях, дополнительно легированных бором, рост зерна аустенита зависит от его концентрации. При содержании в стали 0,002% бора рост зерна происходит значительно медленнее, чем в сталях с содержанием 0,005% бора. Это объясняется тем, что бор, будучи адсорбционно-активным элементом, снижает энергию границ зерен аустенита и замедляет их миграцию. Однако при повышенном его содержании он, по-видимому, входит в большей степени в состав карбидной фазы и его роль как

адсорбционноактивного элемента снижается.

На основании полученных данных о растворимости карбидов и карбонитридов ванадия в аустените, изменении величины зерна аустенита при нагреве и значений твердости сталей после закалки установлены оптимальные температуры нагрева. В частности, для стали с 6% хрома типа 50Х6МФ2Б для получения высокой твердости и достаточно мелкого зерна аустенита, что необходимо для инструмента холодного деформирования, рекомендуется закалка с 1200°С, а для инструментов (штампов) горячего деформирования рекомендуется температура нагрева 1150°С с целью получения более мелкого зерна аустенита.

2. Исследование структурных и фазовых превращений при изотермическом распаде хромомолибденованадиевых сталей

Как известно, до сих пор не было создано штамповых сталей, в которых основной упрочняющей фазой был бы карбид или карбонитрид ванадия, хотя их присутствие могло бы существенно улучшить свойства стали. В настоящее время появилась возможность создания именно таких штамповых сталей, в которых частицы карбидов или карбонитридов ванадия были бы в высокодисперсной форме. Для выделения таких высокодисперсных частиц применен новый метод изотермической закалки с выдержкой переохлажденного аустенита в районе субкритических температур. Превращение этого переохлажденного аустенита в исследуемых сталях изучалось при температурах 720–600°С методами оптической, электронной и автоионной микроскопии, а также измерения удельного электросопротивления и твердости.

Установлено, что в стали с 1% хрома распад переохлажденного аустенита идет интенсивно во всем диапазоне исследуемых температур, что проявляется в резком снижении удельного электросопротивления и твердости, даже при самых кратковременных выдержках. Уже при температуре 600°С развивается зернограничный распад по реакции $A \longrightarrow Ф + К$. Помимо распада по границам зерен происходит выделение карбидов и в объеме зерен аустенита. С увеличением содержания хрома до 3% увеличивается устойчивость переохлажденного аустенита. Это проявляется в том, что реакция образования феррито-карбидной структуры наблюдается после более длительных выдержках, чем в стали с 1% хрома. Как показывают наши данные минимум устойчивости переохлажденного аустенита при увеличении содержания хрома до 3% смещается к более низким температурам и более длительным выдержкам. Так, в стали 50ХГМФ2Б при выдержке 600°С изотермический распад на Ф + К структуру развивается, начиная с самых коротких выдержек – (5 мин.), а в стали типа

типа 50ХЗМФ2Б это превращение начинается после выдержки более 15мин. Развитие зернограничной реакции распада с полиморфным превращением А → Ф+К ведет к резкому снижению твердости. После более коротких выдержек в переохлажденном аустените стали с 3% хрома происходят изменения, ведущие к повышению твердости мартенсита, образующемся при последующем охлаждении. Увеличение содержания хрома от 1 до 3% замедляет реакцию А → Ф + К вследствие уменьшения скорости диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В сталях с 6% хрома структурная диаграмма изотермического превращения аустенита существенно меняется. В этой стали зернограничный распад переохлажденного аустенита с образованием феррита и карбидов наблюдается лишь при температуре – 700–720°С. При более низких температурах изотермической выдержки эта реакция не происходит, а идут сложные атомные перераспределения в аустените. По данным АИМ в аустените возникают смешанные зоны (или кластеры) с повышенным содержанием ванадия и, по-видимому, углерода. Образование указанных зон (или кластеров) повышают твердость мартенсита. После самых коротких выдержек переохлажденного аустенита эти зоны образуются по границам зерен, а уже затем на дефектах решетки в их объеме. Эти изменения протекают до начала полиморфного превращения. О распаде (дисперсионном твердении) аустенита в области температур 680–600°С свидетельствует снижение удельного электросопротивления. Максимальное упрочнение мартенсита в результате дисперсионного твердения аустенита достигается после изотермической выдержки при температурах 600–630°С и времени 15–30 мин.

Таким образом, установлено, что распад переохлажденного аустенита в сталях, содержащих 1–6% хрома может быть двух типов – общий распад с формированием зон (или кластеров) в объеме зерен аустенита и прерывистый распад с выделением карбидов и с аллотропическим $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, начинающимся от границ и развивающимся по всему объему зерен. При увеличении содержания хрома в сталях повышается устойчивость аустенита к полиморфному превращению и поэтому замедляется зернограничный распад.

Кинетика распада аустенита в стали с 6% хрома, дополнительно легированной 1% кремния почти не отличается от кинетики распада такой же стали, но без кремния. Однако, отмечается более интенсивное образование феррита в верхней области субкритических температур при 720°С, что связано с известным ферритизирующим влиянием кремния. Твердость стали с 1% кремния после изотермической выдержки при

600–630°С выше, чем у стали без кремния. Этот эффект может быть следствием активизации процессов превращения в переохлажденном аустените и (или) также твердорастворным упрочняющим действием кремния в мартенсите.

Легирование стали типа 50Х6МФ2Б азотом до 0,07% уменьшает устойчивость переохлажденного аустенита к аллотропическому превращению. Это связано с менее полным растворением карбонитридов при аустенитизации, которые остаются в виде частиц избыточной фазы. Твердость сталей, легированных азотом, после изотермической закалки в пределах исследованных температурно-временных условий на 2–3 HRC выше, чем после закалки в масле, но ее абсолютная величина находится на уровне твердости стали без азота. Введение в сталь бора ускоряет распад аустенита с образованием феррита в области субкритических температур (720–700°С), но не изменяет его скорость при более низких температурах. Предполагается, что эффект ускорения реакции А→Ф+К скорее всего связан с уменьшением растворимости избыточной фазы при нагреве, и следовательно, с меньшим насыщением γ-твердого раствора углеродом, поскольку в его составе может быть бор. Установлено, что совместное легирование стали титаном и ванадием уменьшает устойчивость переохлажденного аустенита как за счет меньшего содержания в нем углерода (и азота), так как комплексные карбиды титана и ванадия или карбиды ванадия и титана менее полно растворяются в аустените. Кроме того, следует учитывать и инициирующее влияние нерастворившихся карбидов и карбонитридов. Область минимальной устойчивости аустенита в этих сталях к реакции А→Ф + К смещена к более низким температурам – (680°С). Однако при более повышенных температурах – 720°С устойчивость переохлажденного аустенита по отношению к стали типа 50Х6МФ2Б, не содержащей титан, увеличивается.

Твердость стали, легированной титаном (0,31%), после изотермической закалки при 600°С выше твердости, полученной после закалки в масле на 5 HRC, возможно, вследствие образования так называемых смешанных зон (или кластеров), обогащенных атомами ванадия, титана и углерода, которые оказывают упрочняющее действие на мартенсит, образующийся из аустенита. В результате проведенных исследований оптимальной температурой изотермической выдержки для достижения высокой твердости, что необходимо для сталей, рекомендуемых для штампов холодного деформирования, в сталях с 6% хрома, независимо от их дополнительного легирования азотом, кремнием, бором или титаном является интервал температур 600–640°С с выдержкой 15–30 мин. Этой изотерми-

ческой выдержки, вероятно, достаточно для протекания общего распада аустенита с образованием зон (или кластером) в объеме зерен аустенита, когда полиморфное превращение $\gamma \to \alpha$ еще не может начаться.

Исследование структуры мартенсита методом автоионной микроскопии, однако, не позволило обнаружить эти зоны (или кластеры) из-за их высокой дисперсности и относительно небольшого их отличия по концентрации от основного твердого раствора. Развитие процесса дисперсионного твердения аустенита не сказывается на особенностях строения и образующегося мартенсита. Как после изотермической, так и после обычной закалки образуется пакетный мартенсит.

3. Исследование процессов превращения мартенсита при отпуске

Отпуск после всех режимов закалки производится при температурах 200-600°С. При этом установлено, что после обычной закалки (охлаждение в масле) у всех исследованных сталей наблюдается снижение твердости в районе температур 300-400°С, которое связывается с процессом коагуляции карбидов цементитного типа, выделившихся из мартенсита на более ранних стадиях отпуска. Степень снижения твердости в этом интервале температур у исследованных сталей различного легирования неодинаковая. У стали с 1% хрома это снижение твердости больше, чем у стали с 3-6% хрома, поскольку с увеличением содержания хрома в стали увеличивается устойчивость цементитного карбида к коагуляции при отпуске. Среди сталей с 6% хрома наименьшее снижение твердости в этом районе температур достигается у стали, дополнительно легированной 1% кремния. Это объясняется тем, что кремний уменьшает скорость диффузии углерода, а отсюда и замедляет процесс коагуляции карбидов цементитного типа. У стали, дополнительно легированной 0,07% азота, снижение твердости в этом случае меньше, чем у стали без азота. Этот эффект объясняется тем, что азот связывает часть углерода в карбонитриды ванадия, нерастворимые при 1200°С. Поэтому в мартенсите будет меньшее количество углерода, и, соответственно, меньше будет выделяться цементита при отпуске. У стали с 0,31% титана твердость снижается еще больше - до 50 HRC, так как часть углерода была связана в труднорастворимые карбиды титана TiC и поэтому количество выделяющихся карбидов цементитного типа меньше. Бор практически не изменяет степень уменьшения величины твердости в этом районе температур отпуска по сравнению со сталью без бора.

При температурах 500-560°С у всех исследованных сталей обнаружен эффект вторичной твердости за счет выделения карбидов или карбонитридов ванадия или комплексного карбида ванадия и титана. Наиболь-

ший уровень вторичного твердения у стали, легированной 1% кремния. Температура отпуска, отвечающая эффекту вторичного твердения, зависит от содержания хрома в стали, поскольку от этого зависит состав выделяющихся карбидов. Так, в стали с содержанием хрома 1-3% хрома максимум вторичной твердости соответствует более высокой температуре отпуска (560°С), так как выделяющиеся из мартенсита карбиды ванадия в этой стали мало или вовсе не обогащены хромом. В сталях с 6% хрома максимум вторичной твердости наблюдается при несколько сниженной температуре – 530-500°С за счет обогащения карбидов или карбонитридов ванадия хромом (по нашим данным до 27%). Наибольший уровень упрочнения при температуре отпуска 530°С достигается у стали с 6% хрома при ее дополнительном легировании кремнием. Это объясняется тем, что кремний, вероятно, ускоряет процесс карбидообразования за счет увеличения числа зародышей карбидных частиц вследствие увеличения термодинамической активности углерода в α-фазе и за счет упрочнения самой матрицы. У сталей, дополнительно легированных азотом, величина прироста твердости на 1-2 HRC меньше, чем в сталях без азота, по причине меньшей растворимости карбонитридной фазы в аустените при нагреве, и, соответственно, меньшим их выделением из мартенсита при отпуске.

При более высокой температуре отпуска (560-600°С) у всех исследованных сталей наступает разупрочнение за счет коагуляции карбидов или карбонитридов ванадия, а также уже значительного уменьшения плотности дислокаций в мартенсите. Однако, уровень разупрочнения у различных групп сталей различен. Его величина более значительна у стали с 6% хрома, дополнительно легированной 1% кремния.

Изотермическая закалка несколько изменяет процессы, происходящие при последующем отпуске. Так, у всех исследованных сталей, хотя и наблюдается снижение твердости при 300-400°С, но это снижение заметно меньше, чем после обычной закалки. В первом случае, из-за обеднения аустенита углеродом вследствие образования в нем зон (или кластеров), близких по составу к VC, снижается и содержание углерода в образующемся мартенсите. Соответственно, будет и меньше количество выделяющихся частиц карбидов цементитного типа и поэтому коагуляция этих карбидов даст меньшее снижение твердости при 300-400°С. Образовавшиеся в процессе изотермической выдержки зоны (или кластеры), содержащие ванадий (ванадий и титан), хотя и могут увеличиваться в размерах и изменить свой состав и строение при отпуске, но это не может привести к снижению твердости. При изучении процессов отпуска

четко показано, что с ростом продолжительности изотермической выдержки переохлажденного аустенита возрастает обеднение образующегося мартенсита углеродом и поэтому уменьшается снижение твердости при 300-400°С. Однако у стали с 1% хрома снижение твердости после изотермической закалки больше, чем после обычной закалки. Это объясняется протеканием частичного зернограничного распада в процессе изотермической закалки с образованием феррито-карбидной структуры.

После отпуска при температурах 500-560°С в стали после изотермической, как и после обычной закалки наблюдается эффект вторичного твердения. Однако в стали после изотермической закалки эффект вторичного твердения уменьшается, поскольку частично дисперсионное твердение уже произошло в процессе изотермической выдержки. Важно, что при температурах отпуска выше 560°С степень разупрочнения стали после изотермической закалки меньше, чем после обычной закалки. Это можно объяснить тем, что зоны (или кластеры), выделившиеся из переохлажденного аустенита и равномерно в нем распределенные (преимущественно в дефектах строения решетки), обеспечат и более однородное распределение карбидов или карбонитридов, выделяющихся в процессе отпуска мартенсита. Поэтому и скорость коагуляции этих карбидов при отпуске меньше, чем после обычной закалки.

Тип образующихся избыточных фаз при отпуске в зависимости от режимов предшествующей закалки был установлен в сталях с 6% хрома методами химического и рентгеноструктурного фазовых анализов - им оказался карбид (или карбонитрид) ванадия. У стали 50Х6МФ2Б карбидная фаза имеет кубическую решетку типа $NaCl$ с периодом 0,415 нм, а у стали с 0,07% азота - карбонитрид с периодом 0,414 нм. Проведенный дифференциальный фазовый анализ позволил установить, что в карбиде ванадия также растворяются 27% хрома, 14% молибдена, ниобий и железо. Весовое количество избыточной фазы у стали с 0,07% азота после одинаковых видов термической обработки несколько меньше, чем в стали без азота. Это различие можно объяснить большей дисперсностью частиц карбонитридов ванадия, чем карбидов.

Для определения размеров, характера распределения и морфологии частиц карбида (или карбонитрида) ванадия был применен автоионный микроскоп АИМ. При изучении структуры стали 50Х6МФ2Б при увеличении 1007000 после изотермической закалки по режиму: нагрев при 1200°С, выдержка при 600°С, 30 мин., охлаждение в масле, отпуск при 510°С, 2 ч. обнаружены частицы избыточной фазы округлой формы высокой дисперсности (0,1 -0,15 нм), тогда как после обычной закалки и отпуска с тех же температур-частицы карбидов (или карбонитридов) размером 0,5-0,8 нм.

4. Исследование механических свойств хромомолибденованадиевых сталей

Установлены общие закономерности изменения свойств прочности и ударной вязкости после обычной и изотермической закалки в зависимости от температуры отпуска. Прочность на изгиб с повышением температуры отпуска до 400°С увеличивается с ростом сопротивления хрупкому разрушению вследствие обеднения мартенсита углеродом и коагуляции карбидных частиц цементитного типа, затем она снижается после отпуска при температуре 500°С и опять немного повышается при 530°С. Снижение прочности на изгиб и ударной вязкости после отпуска при 500°С отражает эффект вторичного твердения за счет выделения карбидов или карбонитридов ванадия, по-видимому, преимущественно по границам зерен. Возрастание этих свойств после отпуска 530°С связано с началом коагуляции карбидных и карбонитридных частиц ванадия, в том числе и тех, которые выделились по границам бывших зерен аустенита. Абсолютные значения прочности на изгиб после закалки в масле и отпуска выше, чем после изотермической закалки и того же отпуска. Это связано с тем, что в процессе изотермической выдержки в области субкритических температур формируются зоны (или кластеры) не только в объеме зерен, но и по их границам, что и ведет к некоторому охрупчиванию стали в том числе и после отпуска. Прочность на изгиб и ударная вязкость сталей с 6% хрома зависит не только от состояния пограничных областей зерен аустенита, но и их размеров. В сталях, легированных азотом или титаном, где фиксируется более мелкое зерно аустенита, значения этих свойств находятся на более высоком уровне, чем в стали без этих легирующих элементов независимо от вида термической обработки. Это подтверждено фрактографическим анализом изломов, где показано присутствие большего количества вязкой составляющей в сталях с более мелким зерном аустенита. Установлено, что у всех исследованных сталей величины прочности на изгиб и ударная вязкость независимо от содержания хрома, титана, азота и бора выше, чем у штамповой стали для холодного деформирования Х12М при равной твердости. Так, после закалки с 1200°С в масле и отпуска при 200°С, 1ч. величина прочности на изгиб у стали с 3% хрома – 4400 МПа, с 6% хрома – 4550 МПа, с 0,07% азота – 4900 МПа, с 0,3I титана – 5000 МПа, в то время как у стали Х12М после закалки с 1050°С в масле и того же отпуска эта величина не превышает 3700 МПа.

Важно, что стали с 3 и 6% хрома и особенно дополнительно легированные азотом, обладают повышенным уровнем свойств прочности при повышенных температурах. При температурах вплоть до 500°С прочностные свой-

ства сталей типа 50Х6МФ2Б и 50Х6МФ2А(З)Б хотя монотонно и снижаются, но все же их значения больше по сравнению со сталями 3Х2В8Ф и 3Х3М3Ф. Однако при более повышенных температурах испытаний значения прочности всех исследуемых и стандартных сталей близки между собой и находятся на уровне 1000-900 МПа. Свойства пластичности у исследованных сталей изменяется немонотонно. До температур испытания 400°С эти свойства повышаются, но в районе температур 500-530°С в результате выделения специальных карбидов (карбонитридов) они хотя и снижаются, но и при этом находятся на более высоком уровне, чем у высоколегированной стали 3Х2В8Ф, но пластичность несколько ниже, чем у стали 3Х3М3Ф.

Теплостойкость стали типа 50Х6МФ2Б, определенная по стандартной методике, лишь на 10-15°С ниже, чем у стали 3Х2В8Ф, но при дополнительном ее легировании азотом, бором или титаном (0,3I%) теплостойкость повышается. Разгаростойкость стали 50Х6МФ2Б выше, чем у стали 3Х2В8Ф.

Основные выводы

I. Определены условия растворения карбидных и карбонитридных фаз ванадия в аустените сталей, содержащих 0,5% С, I-6% Cr, 2-2,5% V, 0,5% Mo, 0,03% Nb; а также при дополнительном их легировании азотом, кремнием, титаном и бором. При этом установлено, что увеличение содержания хрома в стали увеличивает растворимость карбида ванадия в аустените. При введении в сталь азота растворение образующихся при этом карбонитридом идет менее интенсивно, чем карбида ванадия. Также замедляется растворение карбидов в стали, дополнительно легированной титаном вследствие образования наряду с карбидом ванадия карбидом титана или комплексного карбида ванадия и титана.

2. Установлены оптимальные условия аустенитизации, обеспечивающие получение достаточно мелкого зерна аустенита и достаточно полную растворимость в нем карбидов или карбонитридов ванадия, что определяет получение высокой твердости и прочности после закалки.

3. Изучена кинетика и особенности превращения переохлажденного аустенита в области субкритических температур и показано, что изотермическое превращение может быть двух типов: I) общее превращение с выделением зон (или кластеров), обогащенных углеродом (азотом) и ванадием (ванадием и титаном), в объеме зерен аустенита; 2) приграничный распад по реакции $A \longrightarrow Ф + К$, распространяющейся по мере роста выдержки вглубь зерен аустенита. Показано, что развитие первого типа превращения приводит к увеличению твердости закаленной стали вследствие упрочняющего влияния зон (или кластеров), образующихся в аустените. Во втором случае твердость стали падает в результате образования феррита.

4.Построены структурные диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита в сталях с I-6% хрома,а также при дополнительном легировании стали с 6% хрома кремнием,азотом,бором и титаном в районе субкритических температур.Показано,что хром увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита,особенно при более низкой исследованной температуре (600°С).

5.Определены оптимальные условия изотермической закалки сталей разной легированности,обеспечивающей получение более высокой твердости, чем после обычной закалки.Для сталей с 6% хрома с изученным дополнительным легированием оптимальный режим изотермической закалки следующий: температура аустенитизации - 1200°С,изотермическая выдержка при 600-630°С, время 15-30 мин.

6.Установлено,что процесс выделения и коагуляции карбидов цементитного типа при отпуске стали типа 50Х6МФ2Б в районе температур 300-400°С, проявляющийся в сильном снижении твердости,выражен в большей степени после обычной закалки по сравнению с изотермической,поскольку в первом случае образуется большее количество быстро коагулирующего цементита.Легирование стали 50Х6МФ2Б кремнием уменьшает эффект снижения твердости после отпуска при 300-400°С, тогда как бор практически не изменяет процесс коагуляции цементита.

7.Эффект вторичной твердости при 500-560°С выражен у всех исследуемых сталей независимо от их легированности и притом в большей степени после обычной закалки.Величина "пика" вторичной твердости возрастает с повышением содержания хрома в стали,а температура,отвечающая эффекту вторичной твердости,снижается с увеличением его содержания.Введение азота и титана понижают абсолютные значения твердости в области вторичного твердения,но не изменяют его температуру,в то время как кремний повышает значения твердости и ускоряет разупрочнение стали выше 560°

8.Установлены закономерности изменения механических свойств в зависимости от легирования сталей и условий термической обработки. Показано,что увеличение содержания хрома с 3 до 6% повышает характеристики прочности,но несколько снижает пластичность.Введение кремния в сталь с 6% хрома снижает прочность на изгиб и ударную вязкость.Легирование стали с 6% хрома - азотом,титаном или бором (0,002%) увеличивает прочность и ударную вязкость,что объясняется измельчением зерна аустенита.Это влияние легирующих элементов проявляется независимо от вида закалки - с охлаждением в масле или изотермической.Фрактографическим анализом изломов сталей 50Х6МФ2Б и 50Х6МФ2А(3)Б подтверждено влияние величины зерна аустенита на прочность и пластичность.

9.По теплостойкости исследуемые стали находятся на уровне стали 3Х2В8Ф, а по разгаростойкости превосходят ее.

10. Разработана группа штамповых сталей, в которых упрочняющей фазой является карбид или карбонитрид ванадия. Для инструмента холодного и горячего деформирования рекомендуется сталь с 6% хрома – типа 50Х6М Ф2Б и сталь этого же типа, но дополнительно легированная 0,07% азота. Оптимальный уровень свойств у стали 50Х6МФ2Б после режима термической обработки для штампов холодного деформирования: изотермическая закалка с нагревом при 1200°С, выдержкой при 600°С, 15 мин., отпуск 200°С, 1 ч. $\sigma_{изг.}$ = 3800 МПа, a = 700КДж/м^2; после отпуска 520°С, 1 ч.- HRC 59, $\sigma_{изг.}$ = 3900 МПа, a = 330 КДж/м^2; у стали типа 50Х6МФ2А(3)Б с отпуском 200°С, 2 ч.-HRC 58, $\sigma_{изг.}$ = 4400 МПа, a = 1500 КДж/м^2; с отпуском 520°С, 2ч.- HRC 59, $\sigma_{изг.}$ = 4700 МПа, a = 1400КДж/м^2. Для штампов горячего деформирования оптимальный уровень свойств после режима термической обработки: закалка с 1150°С, охлаждение в масле, отпуск при 600-620°С, 2 ч. у стали 50Х6МФ2Б при испытании на 20°С – HRC46, $\sigma_в$ = 2000 МПа $\sigma_{0,2}$=1800 МПа, δ = 8%; после испытаний при 500°С – $\sigma_в$ =1410 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1230 МПа, δ = 10%. ψ = 35%. После указанных режимов термической обработки свойства сталей 50Х6МФ2Б и 50Х6МФ2А(3)Б превосходят стандартную сталь Х12М, а также дорогостоящие стали 3Х2В8Ф и 3Х3М3Ф.

11. Испытанная в промышленных условиях завода им. И.А.Лихачева и др. сталь 50Х6МФ2Б на пуансонах и матрицах горячего деформирования и инструменте холодного деформирования показала стойкость, превышающую в 2-3 раза стойкость стандартных сталей Х12М, 3Х2В8Ф, 3Х3М3Ф и рекомендуется использовать взамен этих сталей. Ожидаемый экономический эффект от внедрения новых сталей более 150 тыс.руб.

Основные результаты опубликованы в следующих работах:

1. Яушева Т.Т., Татиев С.С., Сулейманов Н.М. Влияние содержания хрома, углерода и молибдена на процессы превращения сталей, упрочняемых карбидами ванадия.- в сб.: Структура, свойства и термическая обработка стали и сплавов. – М.: Труды/МВТУ, 1980, №338, с. 43-50.

2. Прокошкин Д.А., Рахштадт А.Г., Яушева Т.Т., Ланская К.А., Горчакова Э.Н., Горюшин В.В., Карнаушенко Т.В. Разработка и исследование новых теплостойких штамповых сталей.-в сб.: Тезисы докл. на 1-й всесоюзной научной конференции Научно-техническое сотрудничество "Предприятие-ВУЗ" (на примере автомоб.пром-ти)- 9-11 декабря.-М.:1980, с. 140-141.

3. Рахштадт А.Г., Яушева Т.Т., Ланская К.А., Бычков Б.В. Свойства штамповых сталей, упрочняемых карбонитридами ванадия.-МиТОМ, 1981, №11, с.33-37.

Автор выражает глубокую благодарность д.т.н. Ланской К.А. за помощь в работе и обсуждение результатов.